

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.



(12) Japanese Unexamined Patent Application Publication

(11) Publication No. 11-191647

(43) Publication Date: July 13, 1999

(21) Application No. 10-236801

(22) Application Date: August 24, 1998

(31) Priority Claim No. 9-309406

(32) Priority Date: October 22, 1997

(33) Country of Priority Claim: Japan (JP)

(71) Applicant: 000010098

Alps Electric Co., Ltd., 1-7, Yukigaya-Otsuka-cho,
Ota-ku, Tokyo

(72) Inventor: Naoya Hasegawa

c/o Alps Electric Co., Ltd., 1-7, Yukigaya-Otsuka-cho,
Ota-ku, Tokyo

(72) Inventor: Masaji Saito

c/o Alps Electric Co., Ltd., 1-7, Yukigaya-Otsuka-cho,
Ota-ku, Tokyo

(72) Inventor: Kazuya Taiso

c/o Alps Electric Co., Ltd., 1-7, Yukigaya-Otsuka-cho,
Ota-ku, Tokyo

(74) Agent: Patent Attorney, Teruo Nozaki

Continued on the last page

(54) [Title of the Invention] EXCHANGE COUPLING FILM,

MAGNETORESISTIVE ELEMENT USING THE EXCHANGE COUPLING

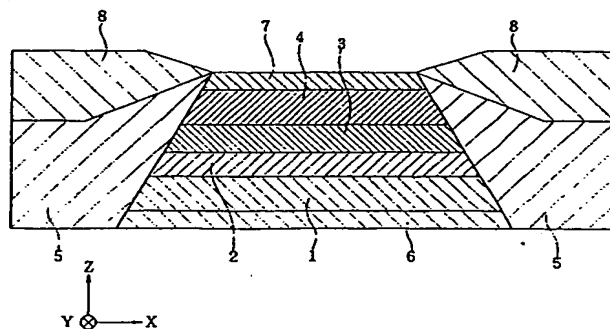
FILM AND THIN FILM MAGNETIC HEAD USING THE
MAGNETORESISTIVE ELEMENT

(57) [Abstract]

[Object] A NiMn alloy conventionally used for an antiferromagnetic layer produces an appropriate exchange anisotropic magnetic field even when the interface with a pinned magnetic layer (for example, a NiFe alloy) is put into a coherent state. However, a X-Mn alloy comprising a platinum group element, which is an antiferromagnetic material superior to the NiMn alloy, has the problem of failing to obtain an exchange anisotropic magnetic field when the interface structure with the pinned magnetic layer is put into the coherent state.

[Construction] An antiferromagnetic layer 4 is made of X-Mn (X is a platinum group element) wherein the composition ratio of X is appropriately controlled to bring the interface structure with a pinned magnetic layer into an incoherent state. Therefore, the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 is transformed by heat treatment to obtain a large exchange anisotropic magnetic field, thereby improving reproducing characteristics as compared with a conventional element.

FIG. 1



[Claims]

[Claim 1] An exchange coupling film comprising an antiferromagnetic layer and a ferromagnetic layer, which are formed in contact with each other so that an exchange anisotropic magnetic field is produced at the interface between both layers by heat treatment to pin the magnetization direction of the ferromagnetic layer in a predetermined direction, wherein the antiferromagnetic layer is made of an antiferromagnetic material containing at least element X (X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os) and Mn, and the interface structure between the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer is in an incoherent state.

[Claim 2] An exchange coupling film according to Claim 1, wherein after heat treatment, at least a portion of the crystal structure of the antiferromagnetic layer comprises a $L1_0$ -type face-centered tetragonal ordered lattice.

[Claim 3] An exchange coupling film according to Claim 1 or 2, wherein the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer have different crystal orientations at the interface therebetween.

[Claim 4] An exchange coupling film according to Claim 3, wherein a {111} plane of the ferromagnetic layer is preferentially oriented in parallel with the interface with the antiferromagnetic layer, while a {111} plane of the

antiferromagnetic layer is oriented with a lower degree than the ferromagnetic layer or not oriented.

[Claim 5] An exchange coupling film according to Claim 3, wherein a {111} plane of the antiferromagnetic layer is preferentially oriented in parallel with the interface with the ferromagnetic layer, while a {111} plane of the ferromagnetic layer is oriented with a lower degree than the antiferromagnetic layer or not oriented.

[Claim 6] An exchange coupling film according to Claim 3, wherein both the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer have the low degrees of orientation of the {111} planes in parallel with the interface between both layers, or the {111} plates are not oriented, and crystal planes other than the {111} planes are preferentially oriented in parallel with the interface to provide the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer with different crystal orientations.

[Claim 7] An exchange coupling film according to any one of Claims 1 to 6, wherein the antiferromagnetic layer is made of a X-Mn alloy in which the element X is Pt.

[Claim 8] An exchange coupling film according to Claim 7, wherein the antiferromagnetic layer is made of a PtMn alloy, and the ratio c/a of the lattice constant c to the lattice constant a of the antiferromagnetic layer after heat treatment is in the range of 0.93 to 0.99.

[Claim 9] An exchange coupling film according to any one of Claims 1 to 6, wherein the antiferromagnetic layer is made of a X-Mn-X' alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), and the X-Mn-X' alloy is an interstitial solid solution in which the element X' enters the interstices of a space lattice composed of the element X and Mn, or a substitutional solid solution in which the lattice points of a crystal lattice composed of the element X and Mn are partly replaced by the element X'.

[Claim 10] An exchange coupling film according to Claim 9, wherein the element X of the X-Mn-X' alloy used for the antiferromagnetic layer is Pt.

[Claim 11] An exchange coupling film according to Claim 9 or 10, wherein the element X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements.

[Claim 12] An exchange coupling film according to Claim 11, wherein the element X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, and Xe.

[Claim 13] An exchange coupling film according to any one of Claims 9 to 12, wherein the composition ratio of X' is in the range of 0.2 to 10 at%.

[Claim 14] An exchange coupling film according to Claim 13, wherein the composition ratio of X' is in the range of 0.5

to 5 at%.

[Claim 15] An exchange coupling film according to Claim 13 or 14, wherein the composition ratio X : Mn of the element X to Mn is in the range of 4 : 6 to 6 : 4.

[Claim 16] An exchange coupling film according to any one of Claims 9 to 15, wherein the X-Mn-X' alloy used for the antiferromagnetic layer is formed by a sputtering process.

[Claim 17] An exchange coupling film according to any one of Claims 1, 7 and 8, wherein the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), and formed on the ferromagnetic layer, and the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is in the range of 47 to 57 at%.

[Claim 18] An exchange coupling film according to any one of Claims 13 to 15, wherein the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn-X' alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os, and X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements), and formed on the ferromagnetic layer, and the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is in the range of 47 to 57 at%.

[Claim 19] An exchange coupling film according to Claim 17 or 18, wherein the composition ratio of the element X of the

X-Mn alloy or elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is in the range of 50 to 56 at%.

[Claim 20] An exchange coupling film according to any one of Claims 1, 7 and 8, wherein the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), and formed below the ferromagnetic layer, and the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is in the range of 44 to 57 at%.

[Claim 21] An exchange coupling film according to any one of Claims 13 to 15, wherein the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn-X' alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os, and X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements), and formed below the ferromagnetic layer, and the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is in the range of 44 to 57 at%.

[Claim 22] An exchange coupling film according to Claim 20 or 21, wherein the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy or elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is more preferably in the range of 46 to 55 at%.

[Claim 23] A magnetoresistive element comprising an antiferromagnetic layer, a pinned magnetic layer formed in contact with the antiferromagnetic layer so that the

magnetization direction of is pinned by an exchange anisotropic magnetic field with the antiferromagnetic layer, a free magnetic layer formed on the pinned magnetic layer with a nonmagnetic conductive layer provided therebetween, a bias layer for orienting the magnetization direction of the free magnetic layer in the direction crossing the magnetization direction of the pinned magnetic layer, and a conductive layer for supplying a sensing current to the pinned magnetic layer, the nonmagnetic conductive layer and the free magnetic layer, wherein the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer formed in contact with the antiferromagnetic layer comprise an exchange coupling film according to any one of Claims 1 to 22.

[Claim 24] A magnetoresistive element according to Claim 23, wherein antiferromagnetic layers are formed on or below the free magnetic layer with a space therebetween corresponding to a track width T_w , and the antiferromagnetic layers and the free magnetic layer comprise an exchange coupling film according to any one of Claims 1 to 22.

[Claim 25] A magnetoresistive element comprising nonmagnetic conductive layers laminated on and below a free magnetic layer, pinned magnetic layers located on one of the nonmagnetic conductive layers and below the other nonmagnetic conductive layer, antiferromagnetic layers located on one of the pinned magnetic layers and below the

other pinned magnetic layer so that the magnetization direction of each of the pinned magnetic layers is pinned in a predetermined direction by exchange anisotropic magnetic field, and a bias layer for orienting the magnetization direction of the free magnetic layer in the direction crossing the magnetization directions of the pinned magnetic layers, wherein the antiferromagnetic layers and the pinned magnetic layers respectively formed in contact with the antiferromagnetic layers comprise an exchange coupling film according to any one of Claims 1 to 22.

[Claim 26] A magnetoresistive element comprising a magnetoresistive layer and a soft magnetic layer which are laminated with a nonmagnetic layer provided therebetween, antiferromagnetic layers formed on or below the magnetoresistive layer with space therebetween corresponding to a track width T_w , wherein the antiferromagnetic layers and the magnetoresistive layer comprise an exchange coupling film according to any one of Claims 1 to 22.

[Claim 27] A thin film magnetic head comprising shield layers formed on and below a magnetoresistive element according to any one of Claims 23 to 26 with gap layers provided therebetween.

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Technical Field of the Invention] The present invention

relates to an exchange coupling film comprising an antiferromagnetic layer and a ferromagnetic layer so that the magnetization direction of the ferromagnetic layer is pinned in a predetermined direction by an exchange anisotropic magnetic field produced at the interface between the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer. Particularly, the present invention relates to an exchange coupling film which produces a large anisotropic magnetic field when the antiferromagnetic layer is made of an antiferromagnetic material containing element X (Pt, Pd, or the like) and Mn, and a magnetoresistive element (a spin valve thin film element or an AMR element) using the exchange coupling film.

[0002]

[Description of the Related Arts] A spin valve thin film element is a GMR (giant magnetoresistive) element employing a giant magnetoresistive effect, for detecting a recording magnetic field from a recording medium such as a hard disk, or the like. The spin valve thin film element has excellent properties that it is a GMR element having a relatively simple structure, and the resistance changes with a weak magnetic field.

[0003] The simplest structure of the spin valve thin film element comprises an antiferromagnetic layer, a pinned magnetic layer, a nonmagnetic conductive layer and a free

magnetic layer. The antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer are formed in contact with each other so that the pinned magnetic layer is put into a single domain state, and the magnetization direction thereof is pinned in a predetermined direction by an exchange anisotropic magnetic field produced at the interface between the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer.

Magnetization of the free magnetic layer is oriented in the direction crossing the magnetization direction of the pinned magnetic layer by bias layers formed on both sides thereof.

[0004] The antiferromagnetic layer generally comprises a Fe-Mn (iron-manganese) alloy film or a Ni-Mn (nickel-manganese) alloy film, each of the pinned magnetic layer and the free magnetic layer comprises a Ni-Fe (nickel-iron) alloy film, the nonmagnetic conductive layer 3 comprises a Cu (copper) film, and the bias layers comprise a Co-Pt (cobalt-platinum) alloy film.

[0005] In the spin valve thin film element, when the magnetization direction of the free magnetic layer is changed by a leakage magnetic field from a recording medium such as a hard disk or the like, the electric resistance changes on the basis of the relation to the pinned magnetization direction of the pinned magnetic layer, and the voltage changes based on the change in the electric resistance value to detect the leakage magnetic field from

the recording medium.

[0006] As described above, the antiferromagnetic layer comprises a Fe-Mn alloy film or a Ni-Mn alloy film. However, the Fe-Mn alloy film has low corrosion resistance, a low exchange anisotropic magnetic field, and a low blocking temperature of about 150°C. Therefore, the low blocking temperature causes a problem in which the exchange anisotropic magnetic field disappears due to a temperature rise of the element during the process for manufacturing a head and during the operation of the head. On the other hand, the Ni-Mn alloy film has a relatively large exchange anisotropic magnetic field and a high blocking temperature of about 300°C, as compared with the Fe-Mn alloy film. Therefore, the antiferromagnetic layer preferably comprises the Ni-Mn alloy film rather than the Fe-Mn alloy film.

[0007] The interface structure between the antiferromagnetic layer comprising a Ni-Mn alloy film and the pinned magnetic layer (NiFe alloy film) is reported in B. Y. Wong, C. Mitsumata, S. Prakash, D. E. Laughlin, and T. Kobayashi: Journal of Applied Physics, vol. 79, No. 10, p. 7896- p.7904 (1996).

[0008] This document discloses that NiFe and NiMn are grown while maintaining a crystal coherent state at the NiFe/NiMn interface so that {111} planes of NiFe and NiMn are oriented in parallel with the film plane. At the interface,

distortion of the coherent state is relieved by introducing many twin crystals having twin planes parallel with the film plane. However, ordering of NiMn near the interface is suppressed to a low level by residual distortion at the interface, while a portion away from the interface has a high degree of order.

[0009] The coherent state means a state in which the atoms of the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer have one-to-one correspondence at the interface therebetween. Conversely, an incoherent state means a state in which the atoms of the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer do not have a one-to-one positional relation at the interface therebetween.

[0010] With the antiferromagnetic layer comprising the NiMn alloy film, an exchange anisotropic magnetic field is produced at the interface between the NiMn alloy and the pinned magnetic layer by heat treatment. This is due to the fact that the NiMn alloy is transformed from a disordered lattice to an ordered lattice.

[0011] Before heat treatment, the crystal structure of the NiMn alloy has a face-centered cubic lattice (referred to as the "disordered lattice" hereinafter) in which the Ni and Mn atoms are arranged disorderly. However, the crystal structure is transformed from the face-centered lattice to a face-centered tetragonal lattice by heat treatment, and the

arrangement of the atoms is ordered (referred to as the "ordered lattice" hereinafter). In the Ni-Mn alloy film in which the crystal structure is completely transformed to the ordered lattice, the ratio c/a of lattice constant c to lattice constant a is 0.942.

[0012] Since the lattice constant ratio c/a of the NiMn alloy film completely transformed to the ordered lattice is relatively close to 1, the lattice distortion at the interface, which occurs during transformation from the disordered lattice to the ordered lattice, is relatively small. Therefore, even when the interface structure between the NiMn alloy film and the pinned magnetic layer is in the coherent state, the NiMn alloy is transformed from the disordered lattice to the ordered lattice by heat treatment, producing an exchange anisotropic magnetic field. As described in the above-described document, distortion at the interface is relieved to some extent by twin crystals.

[0013]

[Problems to be Solved by the Invention] As described above, a NiMn alloy produces a relatively large exchange anisotropic magnetic field, and has a high blocking temperature of about 300°C, and thus has excellent properties as compared with a conventional FeMn alloy. However, like the FeMn alloy, the NiMn alloy is not said to have sufficient corrosion resistance.

[0014] Therefore, in recent years, a X-Mn alloy (X = Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, or Os) comprising a platinum group element has attracted attention as an antiferromagnetic material producing a larger exchange anisotropic magnetic field and a higher blocking temperature than the NiMn alloy. By using the X-Mn alloy comprising a platinum group element for the antiferromagnetic layer, the reproduced output can be improved as compared with a conventional head, and the exchange anisotropic magnetic field can be prevented from disappearing due to a temperature rise of the element during the driving operation of the head, thereby preventing the problem of deteriorating reproducing properties.

[0015] In use of the X-Mn alloy containing a platinum group element for the antiferromagnetic layer, like in a case in which the NiMn alloy is used for the antiferromagnetic layer, heat treatment must be performed after deposition of the layer in order to produce the exchange anisotropic magnetic field. Although the above document discloses that the NiMn alloy has the coherent interface structure with the pinned magnetic layer (NiFe alloy), the X-Mn alloy (X is a platinum group element) having the coherent interface structure with the pinned magnetic layer was found to produce less exchange anisotropic magnetic field even by heat treatment.

[0016] The present invention has been achieved for solving the problems of conventional materials, and the present

invention relates to an exchange coupling film which can produce a large exchange anisotropic magnetic field when an antiferromagnetic material containing element X (X is a platinum group element) Mn is used for the antiferromagnetic layer, and a magnetoresistive element using the exchange coupling film.

[0017]

[Means for Solving the Problems] The present invention provides an exchange coupling film comprising an antiferromagnetic layer and a ferromagnetic layer, which are formed in contact with each other so that an exchange anisotropic magnetic field is produced at the interface between both layers by heat treatment to pin the magnetization direction of the ferromagnetic layer in a predetermined direction, wherein the antiferromagnetic layer is made of an antiferromagnetic material containing at least element X (X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru and Os) and Mn, and the interface structure between the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer is in an incoherent state.

[0018] After heat treatment, at least a portion of the crystal structure of the antiferromagnetic layer preferably comprises a $L1_0$ type face-centered tetragonal ordered lattice. Furthermore, in the present invention, the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer

preferably have different crystal orientations at the interface therebetween.

[0019] In the present invention, a {111} plane of the ferromagnetic layer is preferentially oriented in parallel with the interface with the antiferromagnetic layer, while a {111} plane of the antiferromagnetic layer is oriented with a lower degree than the ferromagnetic layer or not oriented.

[0020] Alternatively, the {111} plane of the antiferromagnetic layer is preferentially oriented in parallel with the interface with the ferromagnetic layer, while the {111} plane of the ferromagnetic layer is oriented with a lower degree than the antiferromagnetic layer or not oriented.

[0021] Alternatively, both the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer have the low degrees of orientation of the {111} planes in parallel with the interface between both layers, or the {111} plates are not oriented, and crystal planes other than the {111} planes are preferentially oriented in parallel with the interface to provide the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer with different crystal orientations.

[0022] In the present invention, the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn alloy in which the element X is preferably Pt. Furthermore, with the antiferromagnetic layer made of the PtMn alloy, the ratio c/a of the lattice

constant c to the lattice constant a of the antiferromagnetic layer after heat treatment is preferably in the range of 0.93 to 0.99.

[0023] In the present invention, the antiferromagnetic layer may be made of a X-Mn-X' alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os). The X-Mn-X' alloy is an interstitial solid solution in which the element X' enters the interstices of a space lattice composed of the element X and Mn, or a substitutional solid solution in which the lattice points of a crystal lattice composed of the element X and Mn are partly replaced by the element X'. Particularly, the element X of the X-Mn-X' alloy used for the antiferromagnetic layer is Pt. Namely, the antiferromagnetic layer is preferably made of a Pt-Mn-X' alloy.

[0024] In the present invention, the element X' of the X-Mn-X' alloy used for the antiferromagnetic layer is preferably at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements, more preferably at least one element of Ne, Ar, Kr, and Xe.

[0025] In the present invention, with the antiferromagnetic layer made of the X-Mn-X' alloy, the composition ratio of X' is preferably in the range of 0.2 to 10 at% , more

preferably in the range of 0.5 to 5 at%.

[0026] Furthermore, in the present invention, with the antiferromagnetic layer made of the X-Mn-X' alloy, the composition ratio X : Mn of the element X to Mn is preferably in the range of 4 : 6 to 6 : 4. The X-Mn-X' alloy used for the antiferromagnetic layer is preferably formed by a sputtering process.

[0027] In the present invention, the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), and formed on the ferromagnetic layer, wherein the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%.

[0028] In the present invention, the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn-X' alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os, and X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements), and formed on the ferromagnetic layer, wherein the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%.

[0029] Furthermore, in the present invention, the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy or elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is more preferably in

the range of 50 to 56 at%.

[0030] In the present invention, the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), and formed below the ferromagnetic layer, wherein the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is preferably in the range of 44 to 57 at%.

[0031] In the present invention, the antiferromagnetic layer is made of the X-Mn-X' alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os, and X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements), and formed below the ferromagnetic layer, wherein the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is preferably in the range of 44 to 57 at%.

[0032] Furthermore, in the present invention, the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy or elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is more preferably in the range of 46 to 55 at%.

[0033] In the present invention, the exchange coupling film formed as described above can be used for various magnetoresistive elements. According to the present invention, a single spin valve thin film element comprises an antiferromagnetic layer, a pinned magnetic layer formed

in contact with the antiferromagnetic layer so that the magnetization direction of is pinned by an exchange anisotropic magnetic field with the antiferromagnetic layer, a free magnetic layer formed on the pinned magnetic layer with a nonmagnetic conductive layer provided therebetween, a bias layer for orienting the magnetization direction of the free magnetic layer in the direction crossing the magnetization direction of the pinned magnetic layer, and a conductive layer for supplying a sensing current of the pinned magnetic layer, the nonmagnetic conductive layer and the free magnetic layer, wherein the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer formed in contact with the antiferromagnetic layer comprise the above-described exchange coupling film.

[0034] In the present invention, in the single spin valve thin film element, antiferromagnetic layers may be formed on or below the free magnetic layer with a space therebetween corresponding to a track width T_w , the antiferromagnetic layers and the free magnetic layer comprising the exchange coupling film.

[0035] According to the present invention, a dual spin valve thin film element comprises nonmagnetic conductive layers laminated on and below a free magnetic layer, pinned magnetic layers located on one of the nonmagnetic conductive layers and below the other nonmagnetic conductive layer,

antiferromagnetic layers located on one of the pinned magnetic layers and below the other pinned magnetic layer so that the magnetization direction of each of the pinned magnetic layers is pinned in a predetermined direction by exchange anisotropic magnetic field, and a bias layer for orienting the magnetization direction of the free magnetic layer in the direction crossing the magnetization directions of the pinned magnetic layers, wherein the antiferromagnetic layers and the pinned magnetic layers respectively formed in contact with the antiferromagnetic layers comprise the exchange coupling film.

[0036] According to the present invention, an AMR element comprises a magnetoresistive layer and a soft magnetic layer which are laminated with a nonmagnetic layer provided therebetween, antiferromagnetic layers formed on or below the magnetoresistive layer with space therebetween corresponding to a track width T_w , wherein the antiferromagnetic layers and the magnetoresistive layer comprise the exchange coupling film. According to the present invention, a thin film magnetic head comprises shield layers formed on and below the magnetoresistive element with gap layers provided therebetween.

[0037] In the present invention, with the antiferromagnetic layer made of an antiferromagnetic material containing at least one element X (X = at least one of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru,

and Os) and Mn, the interface structure with the ferromagnetic layer is put into an incoherent state so that the exchange anisotropic magnetic field can be appropriately obtained.

[0038] The reason for bringing the interface structure with the ferromagnetic layer into the incoherent state is that the crystal structure of the antiferromagnetic layer is appropriately transformed from the disordered lattice to the ordered lattice by heat treatment to produce the larger exchange anisotropic magnetic field. The relation between the incoherent state and the exchange anisotropic magnetic field will be described in detail below.

[0039] The incoherent state means that the atoms of the antiferromagnetic layer and the atoms of the ferromagnetic layer do not have one-to-one correspondence at the interface between both layers and are different in positional relation. In order to bring the interface structure into the incoherent state, a lattice constant of the antiferromagnetic layer must be properly controlled before heat treatment.

[0040] In the present invention, the antiferromagnetic layer is made of, for example, a X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os).

[0041] In the present invention, the composition ratio of element X of the X-Mn alloy is properly controlled so that

difference between the lattice constant of the X-Mn alloy and the lattice constant of the ferromagnetic layer (for example, a NiFe alloy) is large before heat treatment.

[0042] In the deposition step (before heat treatment), the crystal structures of both the X-Mn alloy and the ferromagnetic layer comprise a face-centered cubic lattice (referred to as the "disordered lattice" hereinafter) in which X and Mn atoms are arranged disorderly. However, as described above, since the difference between the lattice constant of the X-Mn alloy and the lattice constant of the ferromagnetic layer is large, the interface structure between the X-Mn alloy and the ferromagnetic layer is easily put into the incoherent state in the deposition state (before heat treatment).

[0043] Therefore, in the present invention, with the antiferromagnetic layer made of the X-Mn alloy (X is Pt, Pd, or the like), the composition ratio of the element X is properly controlled to bring the interface structure between the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer into the incoherent state. Furthermore, by adding element X' such as a rare gas element (Ne, Ar, or the like) to the X-Mn alloy, the lattice constant of the antiferromagnetic layer can be increased to bring the interface structure between the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer into the incoherent state.

[0044] In the present invention, the X-Mn alloy or X-Mn-X' alloy and the ferromagnetic layer preferably have different crystal orientations. The degree of crystal orientation can be changed by forming an underlying layer, or controlling conditions such as the composition ratio, the power gas pressure in sputtering deposition, etc., or the deposition order of films.

[0045] The reason for forming the X-Mn alloy or X-Mn-X' alloy and the ferromagnetic layer to have different crystal orientations is that for example, when the {111} plane of the ferromagnetic layer is preferentially oriented in parallel with the film plane, and similarly the {111} plane of the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy is preferentially oriented in parallel with the film plane, the interface structure is not easily put into the incoherent state.

[0046] Therefore, in the present invention, for example, when the {111} plane of the ferromagnetic layer is preferentially oriented in parallel with the interface the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy, crystal orientation of the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy is appropriately controlled so that the degree of orientation of the {111} plane is lower than that of the ferromagnetic layer, or the {111} plane is not oriented, thereby maintaining the interface structure in the incoherent state.

[0047] After the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy and the

ferromagnetic layer are laminated so that the interface structure is in the incoherent state, as described above, the exchange anisotropic magnetic field is produced by heat treatment at the interface between the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy and the ferromagnetic layer. The occurrence of the exchange anisotropic magnetic field is due to transformation of the crystal structure of the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy from the disordered phase to the face-centered tetragonal lattice in which X and Mn atoms are arranged orderly.

[0048] In the present invention, the face-centered tetragonal lattice is a so-called $L1_0$ -type face-centered tetragonal lattice (referred to as the "ordered lattice" hereinafter) in which X atoms are located at the centers of the four sides of the six planes of a unit lattice, and Mn atoms are located at the corners and the centers of the top and bottom of the unit lattice. The crystal structure of the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy must be partly transformed to the ordered lattice after heat treatment.

[0049] As described above, the crystal structure of the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy is transformed from the disordered lattice to the ordered lattice by heat treatment to produce the exchange coupling magnetic field. However, the lattice distortion produced in the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy during this transformation is larger than that

of a NiMn alloy.

[0050] In the present invention, as described above, the composition ratio of the X-Mn alloy is appropriately controlled, or the element X' is added as a third element to the X-Mn alloy to bring the interface structure between the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy and the ferromagnetic layer into the incoherent state.

[0051] By bringing the interface structure between the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer into the incoherent state, the crystal structure of the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy is easily transformed from the disordered latticed to the ordered lattice by heat treatment, thereby producing the large exchange anisotropic magnetic field at the interface. The X-Mn alloy (X = Pt, Pd, or the like) or the X-Mn-X' alloy (X' = Ne, Ar, or the like) has excellent properties as an antiferromagnetic material, for example, such as higher corrosion resistance than the FeMn alloy, the NiMn alloy and the like, the higher blocking temperature than the FeMn alloy, and the large exchange anisotropic magnetic field, etc. In the present invention, Pt is preferably selected as the element X which constitutes the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy.

[0052] The exchange coupling film comprising the antiferromagnetic layer made of the X-Mn alloy or the X-Mn-X' alloy, and the ferromagnetic layer, which has been

described in detail above, can be applied to a magnetoresistive element.

[0053] In the present invention, in a single spin valve thin film element or a dual spin valve thin film element as the magnetoresistive element, an antiferromagnetic layer and a pinned magnetic layer comprise the exchange coupling film. Therefore, magnetization of the pinned magnetic layer can be securely pinned in a predetermined direction, thereby obtaining excellent reproducing characteristics as compared with a conventional element.

[0054] For example, when the magnetization direction of the free magnetic layer of the single spin valve thin film element or a magnetoresistive element layer of an AMR element is oriented in a predetermined direction by an exchange bias system, an exchange bias layer and the free magnetic layer, or the exchange bias layer and the magnetoresistive layer may comprise the exchange coupling film. As a result, magnetizations of the free magnetic layer and the magnetoresistive layer can be appropriately oriented in a predetermined direction, thereby obtaining excellent reproducing characteristics.

[0055]

[Embodiments] Fig. 1 is a sectional view of the structure of a single spin valve thin film element according to a first embodiment of the present invention, as viewed from

the ABS side. Fig. 1 is a cut-away view showing only the central portion of the element in the X direction. The single spin valve thin film element is provided at the trailing side end of a flying slider provided on a hard disk device, for detecting a recording magnetic field of a hard disk. The movement direction of a magnetic recording medium such as the hard disk or the like coincides with the Z direction, and the direction of a leakage magnetic field from the magnetic recording medium coincides with the Y direction.

[0056] An underlying layer 6 made of a nonmagnetic material such as Ta (tantalum) or the like is formed at the bottom in Fig. 1. A free magnetic layer 1, a nonmagnetic conductive layer 2, a pinned magnetic layer 3 and an antiferromagnetic layer 4 are laminated on the underlying layer 6.

Furthermore, a protecting layer 7 of Ta (tantalum) or the like is laminated on the antiferromagnetic layer 4.

[0057] As shown in Fig. 1, hard bias layers 5 are formed on both sides of the six layers including the underlying layer 6 to the protecting layer 7, and conductive layers 8 are laminated on the hard bias layers 5.

[0058] In the present invention, each of the free magnetic layer 1 and the pinned magnetic layer 3 is made of a NiFe alloy, a CoFe alloy, a Co alloy, Co, a CoNiFe alloy, or the like. Although the free magnetic layer 1 shown in Fig. 1

comprises a single layer, the free magnetic layer 1 may comprise a multilayer structure. Namely, the free magnetic layer 1 may have a laminated structure comprising, for example, a NiFe alloy and a CoFe alloy, or a NiFe alloy and Co.

[0059] The nonmagnetic conductive layer 2 interposed between the free magnetic layer 1 and the pinned magnetic layer 3 is made of Cu. Furthermore, each of the hard bias layers 5 is made of, for example, a Co-Pt (cobalt-platinum) alloy, or a Co-Cr-Pt (cobalt-chromium-platinum) alloy; and each of the conductive layers 8 is made of Cu (copper), W (tungsten), Cr (chromium), or the like.

[0060] In the present invention, the antiferromagnetic layer 4 formed on the pinned magnetic layer 3 is made of an antiferromagnetic material containing at least element X (X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os) and Mn.

[0061] In the present invention, the interface structure between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 shown in Fig. 1 is in the incoherent state, and at least a portion of the antiferromagnetic layer 4 has a crystal structure comprising the $L1_0$ -type face-centered tetragonal lattice (referred to the "ordered lattice" hereinafter) at the interface.

[0062] The $L1_0$ -type face-centered tetragonal lattice means

a lattice in which X atoms ($X = \text{Pt}, \text{Pd}, \text{Ir}, \text{Rh}, \text{Ru}, \text{ or Os}$) are located at the centers of the four sides of the six planes of a unit lattice, and Mn atoms are located at the corners and the centers of the top and bottom of the unit lattice.

[0063] In the present invention, the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 preferably have different crystal orientations because the interface structure between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 is easily put into the incoherent state.

[0064] In the single spin valve thin film element shown in Fig. 1, the underlying layer 6 of Ta is provided, and thus the {111} planes of the free magnetic layer 1, the nonmagnetic conductive layer 2 and the pinned magnetic layer 3, which are formed on the underlying layer 6, are preferentially oriented in parallel with the film plane.

[0065] However, the {111} plane of the antiferromagnetic layer 4 formed on the pinned magnetic layer 3 is oriented with a lower degree of orientation than that of the pinned magnetic layer 3, or not oriented. Namely, the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 shown in Fig. 1 have different crystal orientations near the interface between both layers, and thus the structure at the interface is easily put into the incoherent state.

[0066] In the present invention, the structure of the interlayer between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 is put into the incoherent state in the step before heat treatment. This is because the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 is transformed from the disordered lattice (face-centered cubic lattice) to the ordered lattice by heat treatment to obtain the appropriate exchange anisotropic magnetic field. Namely, with the interface structure in the coherent state, the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 is not easily transformed from the disordered lattice to the ordered lattice even by heat treatment, thereby causing the problem of failing to obtain the exchange anisotropic magnetic field.

[0067] In the present invention, the antiferromagnetic layer 4 is made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os). Particularly, in the present invention, the antiferromagnetic layer 4 is preferably made of a PtMn alloy. The X-Mn alloy, particularly the PtMn alloy, has excellent properties as an antiferromagnetic material, such as excellent heat resistance, a high blocking temperature and a large exchange anisotropic magnetic field (H_{ex}), as compared with the FeMn alloy and the NiMn alloy which are conventionally used for antiferromagnetic layers.

[0068] In the present invention, in the antiferromagnetic layer 4 made of the PtMn alloy in which at least a portion of the crystal structure is transformed to the ordered lattice after heat treatment, the ratio c/a of lattice constants a and c is preferably in the range of 0.93 to 0.99. With the ratio c/a of lattice constants a and c of less than 0.93, almost all of the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 is transformed to the ordered lattice. In this state, adhesion between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 deteriorates, thereby undesirably causing peeling. With the ratio c/a of lattice constants a and c of over 0.99, almost all of the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 comprises the disordered lattice, thereby undesirably decreasing the exchange anisotropic magnetic field produced at the interface between the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3.

[0069] In the antiferromagnetic layer 4 made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), the composition ratio of the X-Mn alloy is set in the numerical ranges below in order to bring the interface structure between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 into the incoherent state.

[0070] In the antiferromagnetic layer 4 made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh,

Ru, and Os), and formed on the pinned magnetic layer 3 as shown in Fig. 1, the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%, more preferably in the range of 50 to 56 at%.

[0071] With the composition ratio within the above range, in the antiferromagnetic layer 4 in which the crystal structure has the disordered lattice before heat treatment, difference between the lattice constant of the antiferromagnetic layer 4 and the lattice constant of the pinned magnetic layer 3 can be increased, thereby maintaining the interface structure between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 in the incoherent state before heat treatment.

[0072] In this state, heat treatment is performed to produce the exchange anisotropic magnetic field due to the change of the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4. In a case in which the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is in the range of 47 to 57 at%, as described above, an exchange anisotropic magnetic field of 400 (Oe: Oersted) or more can be obtained. In a case in which the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is in the range of 50 to 56 at%, as described above, an exchange anisotropic magnetic field of 600 (Oe: Oersted) or more can be obtained.

[0073] In the present invention, in use of the X-Mn alloy

for the antiferromagnetic layer 4, the composition ratio of the element X is set in the above range to maintain the interface structure between the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3 in the incoherent state. In the present invention, the element X' is added as a third element to the X-Mn alloy to increase the lattice constant of the antiferromagnetic layer 4, whereby the interface structure between the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 4 can be put into the incoherent state before heat treatment.

[0074] The X-Mn-X' alloy obtained by adding element X' to the X-Mn alloy is an interstitial solid solution in which the element X' enters the interstices of a space lattice composed of the element X and Mn, or a substitutional solid solution in which the lattice points of a crystal lattice composed of the element X and Mn are partly replaced by the element X'. The solid solution means a solid in which components are uniformly mixed over a wide composition range. In the present invention, the element X is preferably Pt.

[0075] In the present invention, the X-Mn-X' alloy is deposited by the sputtering process. The X-Mn-X' alloy is deposited in a non-equilibrium state by sputtering to form a film of the X-Mn-X' alloy in which the element X' enters the interstices of a space lattice composed of the element X and Mn, or the lattice points of a crystal lattice composed of

the element X and Mn are partly replaced by the element X'. In this way, the element X' is dissolved in the lattice of the X-Mn alloy by entering or substitution to expand the lattice, increasing the lattice constants of the antiferromagnetic layer 4 as compared with the case in which the element X' is not added.

[0076] Although, in the present invention, various elements can be used as the element X', use of a halogen or O (oxygen) having high reactivity selectively causes chemical bond with Mn alone, thereby undesirably failing to maintain the face-centered cubic crystal structure. Specifically, the element X' is at least one of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements (Sc, Y and lanthanids (La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, and Lu)).

[0077] The lattice constant of the antiferromagnetic layer 4 can be increased by using any one of the above various elements as the element X' in sputtering. Particularly, in use of element X' which is dissolved by substitution, with an excessively high composition ratio of the element X', antiferromagnetic characteristics deteriorate to decrease the exchange coupling magnetic field produced at the interface with the pinned magnetic layer 3.

[0078] In the present invention, particularly, a rare gas

element of inert gas (at least one of Ne, Ar, Kr, and Xe) which is dissolved by entering is preferably used as the element X'. A rare gas element is an inert gas element, and thus less affects the antiferromagnetic characteristics even when contained in the film. Ar is a gas which is conventionally introduced as a sputtering gas into a sputtering apparatus, and thus Ar can easily be entered into the film only by controlling the gas pressure and the energy of sputtered particles.

[0079] In use of a gaseous element as the element X', a large amount of element X' cannot be easily contained in the film. However, it was confirmed by experiment that in use of a rare gas, the exchange coupling magnetic field produced by heat treatment can be significantly increased by entering only a small amount of rare gas into the film.

[0080] In the present invention, the composition ratio of the element X' is preferably set in the range of 0.2 to 10 at%, more preferably in the range of 0.5 to 5 at%. In this case, the ratio X : Mn of the element X and Mn is preferably in the range of 4 : 6 to 6 : 4. By controlling the ratio X : Mn of the element X and Mn in the above range, the lattice constant of the antiferromagnetic layer 4 in the deposition step (before heat treatment) can be increased, and the exchange coupling magnetic field produced at the interface between the antiferromagnetic layer 4 and the

pinned magnetic layer 3 by heat treatment can be increased, as compared with a case in which the element X' is not contained.

[0081] In the present invention, in the antiferromagnetic layer 4 made of the X-Mn-X' alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os, and X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements), and formed on the pinned magnetic layer 3 as shown in Fig. 1, the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%, and more preferably in the range of 50 to 56 at%.

[0082] Magnetization of the pinned magnetic layer 3 is put into the single domain state and pinned in the Y direction shown in Fig. 1 by the exchange coupling magnetic field produced by heat treatment at the interface between the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3. Where the element X' of the X-Mn-X' alloy used for the antiferromagnetic layer 4 is, for example, a gaseous element, the element X' escapes from the film by heat treatment to decrease the composition ratio of the element X' after heat treatment to a value lower than the ratio in the deposition step, or the element X' completely escapes from the film to obtain the composition X-Mn in some cases. However, where

the interface structure between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 is in the incoherent state in the deposition step (before heat treatment), the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 can be appropriately transformed from the disordered lattice (face-centered cubic lattice) to the ordered lattice by heat treatment, thereby producing the large exchange anisotropic magnetic field. Magnetization of the free magnetic layer 1 is oriented in the X direction shown in Fig. 1 by the hard bias layers 5 formed on both sides thereof.

[0083] In the single spin valve thin film element shown in Fig. 1, when a stationary current (sensing current) is supplied to the free magnetic layer 1, the nonmagnetic conductive layer 2, and the pinned magnetic layer 3 from the conductive layers 8, and a magnetic field is applied from a recording medium in the Y direction, the magnetization direction of the free magnetic layer 1 is changed from the X direction to the Y direction. At the same time, conduction electrons are scattered at the interface between the nonmagnetic conductive layer 2 and the pinned magnetic layer 3, or the interface between the nonmagnetic conductive layer 2 and the free magnetic layer 1 to change the electric resistance. As a result, the voltage changes to obtain detected output.

[0084] Fig. 2 is a sectional view of the structure of a

single spin valve thin film element according to a second embodiment of the present invention. As shown in Fig. 2, an underlying layer 6, an antiferromagnetic layer 4, a pinned magnetic layer 3, a nonmagnetic conductive layer 2, and a free magnetic layer 1 are laminated from the bottom. Like the antiferromagnetic layer 4 shown in Fig. 1, the antiferromagnetic layer 4 shown in Fig. 2 is made of a X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), preferably a PtMn alloy, or a X-Mn-X' alloy (wherein X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements). The pinned magnetic layer 3, the nonmagnetic conductive layer 2 and the free magnetic layer 1 are made of the same materials as those shown in Fig. 1.

[0085] In this embodiment, the interface structure between the pinned magnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 is in the incoherent state, and at least a portion of the antiferromagnetic layer 4 has a crystal structure comprising the $L1_0$ -type face-centered tetragonal lattice (referred to the "ordered lattice" hereinafter) at the interface.

[0086] Furthermore, the {111} plane of the antiferromagnetic layer 4 formed on the underlying Ta layer 6 is preferentially oriented in parallel with the interface. However, when the pinned magnetic layer 3 is formed on the

antiferromagnetic layer 4, the {111} plane of the pinned magnetic layer 3 tends to be oriented in the direction of the interface with a lower degree of orientation than that of the antiferromagnetic layer 4, or not oriented. Namely, the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3 shown in Fig. 2 have different crystal orientations at the interface between both layers, and thus the structure at the interface can be put into the incoherent state.

[0087] In the antiferromagnetic layer 4 made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), and formed below the pinned magnetic layer 3 as shown in Fig. 2, the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy, which constitutes the antiferromagnetic layer 4, is preferably in the range of 44 to 57 at%. With the composition ratio in this range, an exchange anisotropic magnetic field of 400 (Oe) or more can be obtained. The composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is more preferably in the range of 46 to 55 at%. With the composition ratio in this range, an exchange anisotropic magnetic field of 600 (Oe) or more can be obtained.

[0088] The reason why with the composition ratio within the above range, the exchange anisotropic magnetic field can be increased is that the difference between the lattice constant (disordered lattice) of the antiferromagnetic layer 4 and the lattice constant of the pinned magnetic layer 3

before heat treatment can be increased to bring the interface structure before heat treatment into the incoherent state. Therefore, the crystal structure of at least a portion of the antiferromagnetic layer 4 at the interface can be transformed from the disordered lattice to the ordered lattice necessary for exhibiting the exchange anisotropic magnetic field.

[0089] Where the antiferromagnetic layer 4 is made of the X-Mn-X' alloy (wherein X' is at least one of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements), the X-Mn-X' alloy is formed by the sputtering process, and comprises an interstitial solid solution in which the element X' enters the interstices of a space lattice composed of the element X and Mn, or a substitutional solid solution in which the lattice points of a crystal lattice composed of the element X and Mn are partly replaced by the element X'.

[0090] The lattice constant of the antiferromagnetic layer 4 containing the element X' is increased, as compared with the antiferromagnetic layer 4 not containing the element X'. Therefore, in the deposition step (before heat treatment), the interface structure between the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3 can be maintained in the incoherent state.

[0091] In the present invention, the composition ratio of the element X' of the film is preferably set in the range of 0.2 to 10 at%, more preferably in the range of 0.5 to 5 at%. With the composition ratio of the element X' in this range, and the ratio X : Mn of the element X and Mn in the range of 4 : 6 to 6 : 4, a larger exchange coupling magnetic field can be obtained.

[0092] In the present invention, in the antiferromagnetic layer 4 made of the X-Mn-X' alloy and formed below the pinned magnetic layer 3 as shown in Fig. 2, the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is preferably in the range of 44 to 57 at%, and more preferably in the range of 46 to 55 at%.

[0093] Magnetization of the pinned magnetic layer 3 shown in Fig. 2 is put into the single domain state and pinned in the Y direction shown in Fig. 2 by the exchange anisotropic magnetic field produced at the interface with the antiferromagnetic layer 4.

[0094] As shown in Fig. 2, the exchange bias layers 9 (antiferromagnetic layers) are formed on the free magnetic layer 1 with a space corresponding to the track width Tw between both exchange bias layers 9. Each of the exchange bias layers 9 is made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), preferably the PtMn alloy, or the X-Mn-X' alloy (wherein X' is at least

one of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements).

[0095] The composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%, and more preferably in the range of 50 to 56 at%. This composition range is the same as the antiferromagnetic layer 4 described with reference to Fig. 1. In the X-Mn-X' alloy, the composition ratio of the element X' is preferably set in the range of 0.2 to 10 at%, more preferably in the range of 0.5 to 5 at%. The ratio X : Mn of the element X to Mn is preferably in the range of 4 : 6 to 6 : 4. Furthermore, the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%, and more preferably in the range of 50 to 56 at%.

[0096] With the composition in the above ranges, the crystal structure between the free magnetic layer 1 and the exchange bias layers 9 is in the incoherent state, and thus an exchange anisotropic magnetic field of 400 (Oe) or more can be obtained at least in the interface. However, as shown in Fig. 2, the exchange bias layers 9 are not formed in the portion with the track width T_w , and thus both side portions of the free magnetic layer 1 are put into the single domain state in the X direction shown in Fig. 2 by the great influence of the exchange anisotropic magnetic

field. However, magnetization of the track width T_w portion of the free magnetic layer 1 is appropriately oriented in the X direction in response to an external magnetic field.

[0097] In the thus-formed single spin valve thin film element, magnetization of the track width T_w portion of the free magnetic layer 1 is changed from the X direction to the Y direction shown in the drawing by the external magnetic field in the Y direction. The electric resistance changes based on the change in the magnetization direction in the free magnetic layer 1 and the relation to the pinned magnetization direction (the Y direction shown in the drawing) of the pinned magnetic layer 1 so that a leakage magnetic field from the recording medium is detected by a voltage change based on the change in the electric resistance.

[0098] Fig. 3 is a sectional view of the structure of a dual spin valve thin film element according to a third embodiment of the present invention. As shown in Fig. 3, an underlying layer 6, an antiferromagnetic layer 4, a pinned magnetic layer 3, a nonmagnetic conductive layer 2, and a free magnetic layer 1 are continuously laminated from the bottom. Furthermore, a nonmagnetic conductive layer 2, a pinned magnetic layer 3, an antiferromagnetic layer 4 and a protecting layer 7 are continuously laminated on the free magnetic layer 1. Furthermore, hard bias layers 5 and

conductive layers 8 are laminated on both sides of the multilayer film ranging from the underlying layer 6 to the protecting layer 7. Each of the layers is made of the same material as Figs. 1 and 2.

[0099] As shown in Fig. 3, the antiferromagnetic layer 4 formed below the free magnetic layer 1 is formed below the pinned magnetic layer 3. Therefore, like the antiferromagnetic layer 4 shown in Fig. 2, the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy, which constitutes the antiferromagnetic layer 4, is preferably in the range of 44 to 57 at%, and more preferably in the range of 46 to 55 at%.

[00100] The antiferromagnetic layer 4 formed above the free magnetic layer 1 is formed on the pinned magnetic layer 3. Therefore, like the antiferromagnetic layer 4 shown in Fig. 1, the composition ratio of the element X of the X-Mn alloy, which constitutes the antiferromagnetic layer 4, is preferably in the range of 47 to 57 at%, and more preferably in the range of 50 to 56 at%.

[0101] With the composition ratios within the above ranges, the difference between the lattice constant of the antiferromagnetic layer 4 and the lattice constant of the pinned magnetic layer 3 before heat treatment can be increased to bring the interface structure before heat treatment into the incoherent state. Therefore, the crystal

structure of a portion of each of the antiferromagnetic layers 4 at the interface can be transformed, by heat treatment, from the disordered lattice to the ordered lattice necessary for exhibiting the exchange anisotropic magnetic field. In each of the antiferromagnetic layers 4 made of the PtMn alloy, the ratio c/a of the lattice constants a and c of the antiferromagnetic layer 4 is preferably in the range of 0.93 to 0.99. Also, the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3 have different crystal orientations, thereby more easily bringing the interface structure into the incoherent state.

[0102] With the composition in the above ranges, an exchange anisotropic magnetic field of at least 400 (Oe) or more can be obtained. However, the composition ratio of the element X of the antiferromagnetic layer 4 formed below the pinned magnetic layer 3 can be set in a wider range than the antiferromagnetic layer 4 formed on the pinned magnetic layer 3.

[0103] In each of the antiferromagnetic layers 4 made of the X-Mn-X' alloy, the composition ratio of the element X' is preferably set in the range of 0.2 to 10 at%, and more preferably in the range of 0.5 to 5 at%. The ratio X : Mn of the element X to Mn is preferably in the range of 4 : 6 to 6 : 4.

[0104] In the antiferromagnetic layer 4 formed below the

free magnetic layer 1, the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy, which constitutes the antiferromagnetic layer 4, is preferably in the range of 44 to 57 at%, and more preferably in the range of 46 to 55 at%.

[0105] In the antiferromagnetic layer 4 formed above the free magnetic layer 1, the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy, which constitutes the antiferromagnetic layer 4, is preferably in the range of 47 to 57 at%, and more preferably in the range of 50 to 56 at%.

[0106] With the composition ratios within the above ranges, the difference between the lattice constant of the antiferromagnetic layer 4 and the lattice constant of the pinned magnetic layer 3 before heat treatment can be increased to bring the interface structure before heat treatment into the incoherent state. Therefore, the crystal structure of a portion of each of the antiferromagnetic layers 4 at the interface can be transformed, by heat treatment, from the disordered lattice to the ordered lattice necessary for exhibiting the exchange anisotropic magnetic field.

[0107] Like in the single spin valve thin film element shown in Fig. 1, in the dual spin valve thin film element, each of the pinned magnetic layers 3 is put into the single domain state and pinned in the Y direction shown in Fig. 3 by the exchange anisotropic magnetic field, and

magnetization of the free magnetic layer 1 is oriented in the X direction shown in the drawing by the influence of the hard bias layers 5.

[0108] When a stationary current is supplied to the free magnetic layer 1, the nonmagnetic conductive layer 2, and the pinned magnetic layers 3 from the conductive layers 8, and a magnetic field is applied from a recording medium in the Y direction, the magnetization direction of the free magnetic layer 1 is changed from the X direction to the Y direction. At the same time, spin-dependent conduction electron scattering occurs at the interfaces between the nonmagnetic conductive layers 2 and the free magnetic layer 1 and the interfaces between the nonmagnetic conductive layers 2 and the pinned magnetic layers 3 to change the electric resistance. As a result, a leakage magnetic field from the recording medium can be detected.

[0109] In each of the single spin valve thin film elements shown in Figs. 1 and 2, spin-dependent electron scattering occurs at the two positions including the interface between the nonmagnetic conductive layer 2 and the free magnetic layer 1, and the interface between the nonmagnetic conductive layer 2 and the pinned magnetic layer 3. However, in the dual spin valve thin film element shown in Fig. 3, spin-dependent electron scattering occurs at the four positions including the two interfaces between the

nonmagnetic conductive layers 2 and the free magnetic layer 1, and the two interfaces between the nonmagnetic conductive layers 2 and the pinned magnetic layers 3, thereby producing a high rate of change in resistance, as compared with the single spin valve thin film element.

[0110] Fig. 4 is a sectional view of the structure of an AMR thin film element according to a fourth embodiment of the present invention. As shown in Fig. 4, a soft magnetic layer (SAL layer) 10, a nonmagnetic layer (SHUNT layer) 11, and a magnetoresistive layer (MR layer) 12 are continuously laminated from the bottom. For example, the soft magnetic layer 10 is made of a Fe-Ni-Nb alloy, the nonmagnetic layer 11 is made of a Ta film, and the magnetoresistive layer is made of a NiFe alloy.

[0111] Exchange bias layers (antiferromagnetic layers) 9 are formed on both side portions of the magnetoresistive layer 12 with a space corresponding to the track width T_w in the X direction, and conductive layers 13 made of a Cr film are formed on the exchange bias layers 9.

[0112] Like the exchange bias layers 9 shown in Fig. 2, each of the exchange bias layers 9 shown in Fig. 4 is made of the X-Mn alloy, preferably the PtMn alloy. The composition ratio of the element X of the X-Mn alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%, and more preferably in the range of 50 to 56 at%.

[0113] Alternatively, each of the exchange bias layers 9 is made of the X-Mn-X' alloy (wherein X' is at least one of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements). The composition ratio of the element X' is preferably set in the range of 0.2 to 10 at%, more preferably in the range of 0.5 to 5 at%. The ratio X : Mn of the element X to Mn is preferably in the range of 4 : 6 to 6 : 4. Furthermore, like in the exchange bias layers 9 shown in Fig. 2, in the exchange bias layers 9 shown in Fig. 4, the composition ratio of elements X + X' of the X-Mn-X' alloy is preferably in the range of 47 to 57 at%, and more preferably in the range of 50 to 56 at%.

[0114] With the X-Mn alloy or X-Mn-X' alloy having the composition ratios in the above ranges, the interface structures between the exchange bias layers 9 and the magnetoresistive layer 12 are in the incoherent state. Therefore, with the magnetoresistive layer 12 made of a NiFe alloy having a thickness of 200 to 300 angstroms, an exchange anisotropic magnetic field of about 40 to 110 (Oe) can be obtained at the interfaces. Particularly, with the magnetoresistive layer 12 made of a NiFe alloy having a thickness of about 200 angstroms, an exchange anisotropic magnetic field of about 60 to 110 (Oe) can be obtained. As a results, the B regions of the magnetoresistive layer 12

shown in Fig. 4 are put into the single domain state in the X direction. This induces orientation of magnetization in the X direction in the A region of the magnetoresistive layer 12. In addition, a current magnetic field produced when a sensing current flows through the magnetoresistive layer 12 is applied to the soft magnetic layer 10 in the Y direction, and a lateral bias magnetic field is applied in the Y direction to the A region of the magnetoresistive layer 12 due to the magnetostatic coupling energy produced by the soft magnetic layer 10. When the lateral bias magnetic field is applied to the A region of the magnetoresistive layer 12, which is put into the single domain state in the X direction, changes in resistance (magnetoresistive characteristic: H-R effect characteristic) of the A region of the magnetoresistive layer 12 with changes in the magnetic field are set to a linear state. When a leakage magnetic field in the Y direction is applied from the recording medium moved in the Z direction, the resistance value of the A region of the magnetoresistive layer 12 is changed, and the change in the resistance value is detected as a voltage change.

[0115] As described above, in the present invention, the antiferromagnetic layer 4 (or the exchange bias layers 9) is made of the X-Mn alloy (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), preferably the PtMn alloy. In

this case, the composition ratio of the antiferromagnetic layer 4 is appropriately controlled so that the interface structure between the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer 3 (or the free magnetic layer 1 or the magnetoresistive layer 12) formed in contact with the antiferromagnetic layer 4 can be put into the incoherent state, thereby producing a larger exchange anisotropic magnetic field and improving reproducing characteristics as compared with a conventional element. Alternatively, besides the element X and Mn, element X' (wherein X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements) is added as a third element to the antiferromagnetic layer (or the exchange bias layers 9) to increase the lattice constant of the antiferromagnetic layer 4, as compared with a case in which the element X' is not added. Therefore, the interface structure between the antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3 (or the free magnetic layer 1 or the magnetoresistive layer 12) formed in contact with the antiferromagnetic layer 4 can be put into the incoherent state, thereby producing a larger exchange anisotropic magnetic field and improving reproducing characteristics as compared with a conventional element. The antiferromagnetic layer 4 and the pinned magnetic layer 3 preferably have

different crystal orientations from the viewpoint that the interface structure can easily be put into the incoherent state.

[0116] The reason why the exchange anisotropic magnetic field can be obtained by bringing the interface structure into the incoherent state is that the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 can be transformed from the disordered lattice to the ordered lattice by heat treatment. However, when the crystal structure is completely transformed to the ordered lattice, a problem of adhesion occurs. Therefore, only a portion of the crystal structure is preferably transformed to the ordered lattice. For example, in the antiferromagnetic layer 4 made of the PtMn alloy, the ratio c/a of the lattice constants a and c of the antiferromagnetic layer 4 after heat treatment is preferably in the range of 0.93 to 0.99 (when the crystal structure is completely transformed to the ordered lattice, the ratio c/a of the lattice constants a and c is 0.918).

[0117] In the present invention, the structure of the magnetoresistive element layer is not limited to the structures shown in Figs. 1 to 4. For example, in the single spin valve thin film element shown in Fig. 1, exchange bias layers may be formed below the free magnetic layer 1 with a space corresponding to the track width T_w between both exchange bias layers without formation of the

hard bias layers 5. In the single spin valve thin film element shown in Fig. 2, hard bias layers may be formed on both sides of the multilayer film ranging from the underlying layer 6 to the protecting layer 7 or both sides of at least the free magnetic layer 1 without formation of the exchange bias layers 9.

[0118] Fig. 5 is a sectional view of the structure of a reading head comprising each of the magnetoresistive element layers shown in Figs. 1 to 4, as viewed from the side facing a recording medium. Reference numeral 20 denotes a lower shield layer made of, for example, a NiFe alloy, a lower gap layer 21 being formed on the lower shield layer 20. The same magnetoresistive element layer 22 as shown in each of the Figs. 1 to 4 is formed on the lower gap layer 21, and an upper gap layer 23 is formed on the magnetoresistive element layer 22. Furthermore, an upper shield layer 24 made of a NiFe alloy is formed on the upper gap layer 23.

[0119] Each of the lower gap layer 21 and the upper gap layer 23 is made of an insulating material, for example, SiO_2 or Al_2O_3 (alumina). As shown in Fig. 5, the length from the lower gap layer 21 to the upper gap layer 23 is represented by a gap length G1. It is possible to cope with a higher recording density as the gap length G1 decreases.

[0120]

[Examples] In the present invention, a multilayer film

having the film structure below was deposited, and the relation between the amount of Pt which was a constituent element of an antiferromagnetic layer, and the lattice constant of the antiferromagnetic layer was examined. In the film structure, Si substrate/alumina/underlying layer: Ta (100)/pinned magnetic layer: NiFe (300)/antiferromagnetic layer: PtMn (300)/Ta (100), these layers were laminated in this order from the bottom. Each numerical value in parentheses represents the thickness by angstroms. In experiment, the relation between the Pt amount and the lattice constant of the antiferromagnetic layer in a state before heat treatment was determined by peak positions in a diffraction pattern obtained by a X-ray diffraction $\theta/2\theta$ method.

[0121] Fig. 6 indicates that the lattice constant of the antiferromagnetic layer (PtMn) increases as the Pt amount increases. Fig. 6 also indicates that the lattice constant of a NiFe alloy, a CoFe alloy or Co which constitutes the pinned magnetic layer is in the range of about 3.6 to 3.6.

[0122] Next, two multilayer films comprising the antiferromagnetic layers respectively formed on and below the pinned magnetic layers were deposited by the DC magnetron sputtering process, and the relation between the amount of Pt (a constituent element of the antiferromagnetic layer) and the exchange anisotropic magnetic field was

examined after heat treatment. The experimental results are shown in Fig. 7.

[0123] In the film structure, Si substrate/alumina/underlying layer: Ta (50)/antiferromagnetic layer: PtMn (300)/pinned magnetic layer: $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (30)/protecting layer: Ta (100), these layers were laminated in this order from the bottom, and thus the antiferromagnetic layer was formed below the pinned magnetic layer. In the other film structure, Si substrate/alumina/underlying layer: Ta (50)/pinned magnetic layer: $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (30)/antiferromagnetic layer (300)/protecting layer: Ta (100), these layers were laminated in this order from the bottom, and thus the antiferromagnetic layer was formed on the pinned magnetic layer. Each numerical value in parentheses represents the thickness by angstroms.

[0124] The heat treatment step was performed under conditions in which the temperature was increased over 3 hours, and a temperature of 240°C was maintained for 3 hours, and then decreased over 3 hours. In heat treatment, the degree of vacuum was 5×10^{-6} Torr or less.

[0125] Fig. 7 indicates that in both the case in which the antiferromagnetic layer (PtMn alloy) was formed below the pinned magnetic layer, and the case in which the antiferromagnetic layer (PtMn alloy) was formed on the pinned magnetic layer, the exchange anisotropic magnetic field

increases as the Pt amount increased to about 50 at%, and then gradually decreases as the Pt amount increases from about 50 at%.

[0126] It is also found to be preferable that in order to obtain an exchange anisotropic magnetic field of 400 (Oe) or more, the Pt amount is appropriately controlled in the range of 44 to 57 at% when the antiferromagnetic layer is formed below the pinned magnetic layer, and the Pt amount is controlled in the range of 47 to 57 at% when the antiferromagnetic layer is formed on the pinned magnetic layer.

[0127] It is also found to be preferable that in order to obtain an exchange anisotropic magnetic field of 600 (Oe) or more, the Pt amount is appropriately controlled in the range of 46 to 55 at% when the antiferromagnetic layer is formed below the pinned magnetic layer, and the Pt amount is controlled in the range of 50 to 56 at% when the antiferromagnetic layer is formed on the pinned magnetic layer.

[0128] On the basis of the above experimental results, four types of multilayer films were deposited as examples in which the composition ratio of the antiferromagnetic layer (PtMn) was appropriately controlled, and a multilayer film was deposited as a comparative example to examine orientation and the exchange anisotropic magnetic field, etc.

of each of the films. The experimental results are shown in Table 1.

[0129]

[Table 1]

Table 1

	Film structure	PtMn composition (at%)	PtMn/Co-Fe lattice matching at interface	{111} orientation of PtMn	{111} orientation of ferro-magnetic layer/Cu/ferro-magnetic layer	Degree of order of PtMn after heat treatment at 240° C	Exchange coupling magnetic field Hex (Oe)	Rate of change in resistance (%)
Example 1	Substrate/alumina/Ta(30Å)/PtMn(300Å)/Co-Fe(30Å)/Cu(22Å)/Co-Fe(10Å)/Ni-Fe(70Å)/Ta(50Å)	Pt ₄₉ Mn ₅₁	No	Medium	Low	0	770	6.7
2	Substrate/alumina/PtMn(300Å)/Co(30Å)/Cu(24Å)/Ni-Fe(80Å)/Ta(50Å)	Pt ₅₀ Mn ₅₀	No	Low	Low	0	730	4.5
3	Substrate/alumina/Ta(50Å)/Ni-Fe(70Å)/Co-Fe(10Å)/Cu(28Å)/Co-Fe(30Å)/PtMn(300Å)/Ta(50Å)	Pt ₅₁ Mn ₄₉	No	Low	High	0	620	5.7
4	Substrate/alumina/Ta(30Å)/PtMn(200Å)/Co-Fe(30Å)/Cu(22Å)/Co-Fe(10Å)/Ni-Fe(60Å)/Co-Fe(10Å)/Cu(22Å)/Co-Fe(30Å)/PtMn(200Å)/Ta(50Å)	Pt ₄₉ Mn ₅₁	No	Medium	Low	0	610	9.3
Comp. Example 5	The same as Example 3	Pt ₄₄ Mn ₅₆	Present	High	High	X	40	0.2

The multilayer films of Examples 1 to 3 are single spin valve thin film elements, and the multilayer film of Example 4 is a dual spin valve thin film element. The multilayer film of Comparative Example 5 has the same film structure as the multilayer film of Example 3 except the composition ratio of the antiferromagnetic layer (PtMn) is different.

[0130] In the multilayer film of Example 1, Co-Fe and Ni-Fe are laminated on Cu (nonmagnetic conductive layer) to form a free magnetic layer comprising the two layers. Similarly, in the multilayer film of Example 3, Ni-Fe and Co-Fe are laminated below Cu (nonmagnetic conductive layer) to form a free magnetic layer comprising the two layers. In the multilayer film of Example 4, Co-Fe, Ni-Fe and Co-Fe are laminated between two Cu layers (nonmagnetic conductive layers) to form a free magnetic layer comprising the three layers.

[0131] As shown in Table 1, the multilayer films of Examples 1 to 4 show "no" lattice matching at the interface between PtMn (antiferromagnetic layer) and CoFe (pinned magnetic layer), while the multilayer film of Comparative Example 5 shows the "presence" of lattice matching at the interface. In the column of "Degree of order of PtMn after heat treatment at 240°C", the multilayer films of Examples 1 to 4 are marked by O, and the multilayer film of Comparative Example 5 is marked by x.

[0132] Furthermore, in the columns of "Exchange anisotropic magnetic field" and "Rate of change in resistance", each of the multilayer films of Examples 1 to 4 shows a high exchange anisotropic magnetic field and a high rate of change in resistance, while the amultilayer film of Comparative Example 5 shows a lower exchange anisotropic magnetic field and a lower rate of change in resistance than the multilayer films of Examples 1 to 4.

[0133] The above experimental results are related to the composition ratio of the PtMn alloy. As shown in Table 1, the Pt amount of PtMn of Comparative Example 5 is 44 at%, while the Pt amounts of PtMn of Examples 1 to 4 are 49 to 51 at%.

[0134] Referring to Fig. 6 (before heat treatment), therefore, the lattice constant of PtMn of Comparative Example 5 is smaller than the lattice constants of PtMn of Examples 1 to 4, and the difference between the lattice constants of PtMn (antiferromagnetic layer) and Co-Fe (pinned magnetic layer) of Comparative Example 5 is smaller than the differences of Examples 1 to 4.

[0135] Namely, in the multilayer film of Comparative Example 5, the interface structure between PtMn and CoFe is easily put into the coherent state before heat treatment, while in the mulitlayer films of Examples 1 to 4, the interface structures between PtMn and CoFe are easily put

into the incoherent state.

[0136] In Examples 1 to 4, and Comparative Example 5, the PtMn crystal structure before heat treatment comprises a disordered lattice (face-centered cubic lattice), but in Comparative Example 5 in which the crystal structure is in the coherent state, the crystal structure of PtMn is not transformed from the disordered lattice to the ordered lattice even by heat treatment, failing to order the crystal structure.

[0137] However, in the multilayer films of Examples 1 to 4 in which the interface structure is in the incoherent state, the PtMn crystal structure is partially transformed from the disordered lattice to the ordered lattice ($L1_0$ -type face-centered tetragonal lattice), thereby sufficiently ordering the crystal structure.

[0138] Fig. 8 is a high-resolution TEM photograph showing the interface structure of PTMn and CoFe of Example 3 after heat treatment. Fig. 8 reveals that in the interface between PtMn and CoFe, the arrangement direction of PtMn atoms does not agree with the arrangement direction of CoFe atoms to create the incoherent state.

[0139] On the other hand, Fig. 9 is a high-resolution TEM photograph showing the interface structure of PtMn and CoFe of Comparative Example 5 after heat treatment. Fig. 9 reveals that in the interface between PtMn and CoFe, the

arrangement direction of PtMn atoms agreed with the arrangement direction of CoFe atoms to create the coherent state.

[0140] Fig. 10 shows experimental results of measurement of the degree of order of PtMn of the multilayer film of Example 3 after heat treatment, and Fig. 11 shows experimental results of measurement of the degree of order of PtMn of the multilayer film of Comparative Example 5 after heat treatment. In experiment, the angle formed by two equivalent {111} planes of PtMn was measured to determine the degree of order from the angle. In the figures, the distance from the interface between PtMn and CoFe to the PtMn side is shown on the abscissa.

[0141] Fig. 10 indicates that the measurements of the angle formed by the {111} planes range from about 65° to about 72°, and thus the PtMn crystal structure is partially changed from the disordered lattice before heat treatment to the ordered lattice.

[0142] On the other hand, Fig. 11 indicates that the measurements of the angle formed by the {111} planes range from about 70° to about 71°, and thus the PtMn crystal structure is maintained in the disordered lattice before heat treatment even by performing heat treatment.

[0143] As described above, in the multilayer films of Examples 1 to 4, the Pt amount of PtMn is controlled in 49

to 51 at% so that the interface structure can be put into the incoherent state, thereby appropriately progressing ordering. As shown in Fig. 7, the exchange anisotropic magnetic field produced at the interface between PtMn and CoFe is of a high value.

[0144] On the other hand, in the multilayer film of Comparative Example 5, the Pt amount of PtMn is as low as 44 at%, and thus the interface structure is in the coherent state, thereby failing to progress ordering. As shown in Fig. 7, the exchange anisotropic magnetic field produced at the interface between PtMn and CoFe is of a low value. In order to bring the interface structure between PtMn and CoFe into the incoherent state, PtMn and CoFe preferably have different crystal orientations.

[0145] In Table 1, in the column of the degree of orientation of the {111} plane, "high", "middle" and "low" represent the degrees of preferential orientation in the direction of the film plane. As shown in Table 1, in Comparative Example 5, both PtMn and CoFe (pinned magnetic layer) exhibit "high" degrees of orientation of the {111} planes.

[0146] This is due to the fact that in the film structure of Example 3, NiFe, CoFe (free magnetic layer), Cu (nonmagnetic conductive layer) and CoFe (pinned magnetic layer) formed on Ta are strongly affected by Ta of the

underlying layer to increase the degrees of orientation of the {111} planes. Referring to Fig. 6, the difference between the lattice constant of CoFe (pinned magnetic layer) and the lattice constant of PtMn (antiferromagnetic layer) before heat treatment is small, and thus the {111} plane of PtMn is greatly affected by the degree of orientation of the {111} plane of CoFe to be preferentially oriented in the direction of the film plane.

[0147] On the other hand, in Example 3, NiFe, CoFe (free magnetic layer), Cu (nonmagnetic conductive layer) and CoFe (pinned magnetic layer) formed on Ta are strongly affected by Ta of the underlying layer to increase the degrees of orientation of the {111} planes. However, referring to Fig. 6, the difference between the lattice constant of CoFe (pinned magnetic layer) and the lattice constant of PtMn (antiferromagnetic layer) before heat treatment is large, and thus the {111} plane of PtMn is less affected by the degree of orientation of the {111} plane of CoFe to be less oriented in the direction of the film plane.

[0148] In Examples 1 and 2 in which CoFe (pinned magnetic layer) is laminated on PtMn, the degree of orientation of the {111} plane of CoFe is decreased due to formation of CoFe on PtMn, thereby automatically orienting PtMn and CoFe crystals in different directions.

[0149] In the present invention, next, an antiferromagnetic

layer made of a Pt-Mn-X' alloy ($X' = \text{Ar}$) was formed to examine the relation between the amount of element X' and the lattice constant of the Pt-Mn-X' alloy. The film used in experiment had the structure Si substrate/alumina/Ta (50)/ $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (30)/Pt-Mn-X' (300)/Ta (100). Each numerical value in parentheses represents the thickness by angstroms. [0150] In depositing the antiferromagnetic layer, a Pt-Mn-X' ($X' = \text{Ar}$) alloy film was formed by DC magnetron sputtering or ion beam sputtering in a sputtering apparatus using each of three types of targets comprising Pt and Mn at ratios of 6 : 4, 5 : 5 and 4 : 6 under varying pressures of Ar gas introduced as the element X'. Then, the relation between the X' ($X' = \text{Ar}$) amount of the alloy film and the lattice constant of Pt-Mn-X' ($X' = \text{Ar}$) was measured. The experimental results are shown in Fig. 12.

[0151] Fig. 12 indicates that in the case in which the composition ratio of Pt and Mn is any one of 6 : 4, 5 : 5 and 4 : 6, the lattice constant of Pt-Mn-X' ($X' = \text{Ar}$) increases as the amount of the element X' ($X' = \text{Ar}$) increases. The lattice constant of the NiFe alloy, the CoFe alloy or Co, which constitutes the pinned magnetic layer, lies in the range of about 3.5 to 3.6, as shown in Fig. 12. In this experiment, the amount of the element X' ($X' = \text{Ar}$) was increased to about 4 at%, and a case with a content higher than this amount was not examined. This is because

Ar as the element X' is a gaseous element, and thus Ar cannot be easily contained in the film even by increasing the gas pressure.

[0152] Next, the Pt-Mn-X' (X' = Ar) alloy films used in the above experiment were heat-treated as described below. The heat treatment step was performed under conditions in which the temperature was increased over 3 hours, and a temperature of 240°C was maintained for 3 hours and then decreased over 3 hours. In the heat treatment, the degree of vacuum was 5×10^{-6} Torr.

[0153] Fig. 13 is a graph showing the relation between the amount of the element X' (X' = Ar) of the Pt-Mn-X' (X' = Ar) alloy film and the magnitude of the exchange coupling magnetic field produced at the interface between the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer by heat treatment. Fig. 13 indicates that the exchange coupling magnetic field increases as the amount of the element X' (X' = Ar) increases. Namely, by adding the element X' (X' = Ar) to PtMn, a larger exchange coupling magnetic field can be obtained, as compared with the case in which the element X' (X' = Ar) is not added.

[0154] In the present invention, next, an antiferromagnetic layer made of a Pt-Mn-X' (X' = Mo) alloy was formed by using another element X' to examine the relation between the amount of the element X' (X' = Mo) and the lattice constant

of the Pt-Mn-X' (X' = Mo) alloy film. The film used in experiment had the structure Si substrate/alumina/Ta (50)/Co₉₀Fe₁₀ (30)/Pt-Mn-X' (300)/Ta (100). Each numerical value in parentheses represents the thickness by angstroms.

[0155] In depositing the antiferromagnetic layer, a composite target comprising a PtMn target and a chip of element X' (X' = Mo) bonded thereto was prepared, and the area ratio of the chip to the target was changed to change the amount of the element X' (X' = Mo) of the film in measurement of the relation between the amount of the element X' (X' = Mo) and the lattice constant of the Pt-Mn-X' (X' = Mo) alloy. The experimental results are shown in Fig. 14.

[0156] Fig. 14 indicates that in the case in which the composition ratio of Pt and Mn is any one of 6 : 4, 1 : 1 and 4 : 6, the lattice constant of Pt-Mn-X' (X' = Mo) increases as the amount of the element X' (X' = Mo) increases. The lattice constant of the NiFe alloy, the CoFe alloy or Co, which constitutes the pinned magnetic layer, lies in the range of about 3.5 to 3.6, as shown in Fig. 14.

[0157] Next, the Pt-Mn-X' (X' = Ar) alloy films used in the above experiment were heat-treated as described below. The heat treatment step was performed under conditions in which the temperature was increased over 3 hours, and a temperature of 240°C was maintained for 3 hours and then

decreased over 3 hours. In the heat treatment, the degree of vacuum was 5×10^{-6} Torr.

[0158] Fig. 15 shows a graph showing the relation between the content of the element X' (X' = Mo) of the Pt-Mn-X' (X' = Mo) alloy film, and the magnitude of the exchange coupling magnetic field produced at the interface between the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer by heat treatment. Fig. 15 indicates that with any of the Pt/Mn composition ratios of 6 : 4, 1 : 1 and 4 : 6, the exchange coupling magnetic field gradually decreases as the amount of the element X' (X' = Mo) increases from about 3 at%. Particularly, with the film having the amount of the element X' (X' = Mo) of about 10 at% or more, even when the composition ratio of Pt to Mn is 1 : 1, the exchange coupling magnetic field is undesirably decreased.

[0159] The appropriate content of the element X' (X' = Mo) is preferably set so that the exchange coupling magnetic field is larger than that produced when the element X' (X' = Mo) is not contained, i.e., when the amount of the element X' (X' = Mo) is 0 at%. With the Pt/Mn composition ratio of 6 : 4, when the amount of the element X' (X' = Mo) is about 1 at% or less, the exchange coupling magnetic field is larger than that when the amount of the element X' (X' = Mo) is 0 at%. With the Pt/Mn composition ratio of 1 : 1, when the amount of the element X' (X' = Mo) is about 7 at% or

less, the exchange coupling magnetic field is larger than that when the amount of the element X' (X' = Mo) is 0 at%. With the Pt/Mn composition ratio of 4 : 6, when the amount of the element X' (X' = Mo) is about 10 at% or less, the exchange coupling magnetic field is larger than that when the amount of the element X' (X' = Mo) is 0 at%.

[0160] In the present invention, with an amount of element X' of about 0.5 at%, when the Pt : Mn composition ratio of 6 : 4, the exchange coupling magnetic field is maximum. Therefore, the appropriate lower limit of the amount of the element X' (X' = Mo) is set to 0.2 at% lower than 0.5 at%.

[0161] In the present invention, on the basis of the above experimental results, the composition ratio of element X' is preferably in the range of 0.2 to 10 at%, and more preferably in the range of 0.5 to 5 at%. In the preferred composition range of the element X', the ratio of Pt (= element X) to Mn is in the range of 4 : 6 to 6 : 4.

[0162]

[Advantages] According to the present invention described in detail above, in an exchange coupling film comprising an antiferromagnetic layer and a ferromagnetic layer, the antiferromagnetic layer is made of X-Mn (wherein X is at least one element of Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, and Os), and the composition ratio of the antiferromagnetic layer is appropriately controlled to bring the interface structure

between the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer (for example, a NiFe alloy) in an incoherent state, thereby obtaining a larger exchange anisotropic magnetic field.

[0163] Alternatively, in the present invention, element X' (X' is at least one element of Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb, and the rare earth elements) is dissolved in the X-Mn alloy film in an interstitial manner or substitutional manner to bring the interface structure between the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer (for example, a NiFe alloy) in an incoherent state, thereby obtaining a larger exchange anisotropic magnetic field.

[0164] In the step after heat treatment, the crystal structure of at least a portion of the antiferromagnetic layer comprises a $L1_0$ type face-centered tetragonal lattice (ordered lattice), and the ratio c/a of the lattice constants of a and c of the antiferromagnetic layer is in the range of 0.93 to 0.99. This is preferred from the viewpoint that a larger exchange anisotropic magnetic field can be obtained. Furthermore, the antiferromagnetic layer and the pinned magnetic layer preferably have different crystal orientations from the viewpoint that the interface structure can easily be put into the incoherent state.

[0165] As described above, an exchange coupling magnetic field in which the interface structure is in the incoherent state can be applied to a magnetoresistive element to increase the rate of change in resistance of the magnetoresistive element layer, thereby improving reproducing characteristics.

[Brief Description of the Drawings]

[Fig. 1] Fig. 1 is a sectional view of the structure of a single spin valve thin film element according to a first embodiment of the present invention, as viewed from the ABS side.

[Fig. 2] Fig. 2 is a sectional view of the structure of a single spin valve thin film element according to a second embodiment of the present invention, as viewed from the ABS side.

[Fig. 3] Fig. 3 is a sectional view of the structure of a dual spin valve thin film element according to a third embodiment of the present invention, as viewed from the ABS side.

[Fig. 4] Fig. 4 is a sectional view of the structure of an AMR thin film element according to a fourth embodiment of the present invention, as viewed from the ABS side.

[Fig. 5] Fig. 5 is a sectional view of a thin film magnetic head of the present invention, as viewed from a surface facing a recording medium.

[Fig. 6] Fig. 6 is a graph showing the relation between the Pt amount and the lattice constant of an antiferromagnetic layer made of PtMn before heat treatment.

[Fig. 7] Fig. 7 is a graph showing the relation between the Pt amount and the exchange anisotropic magnetic field of an antiferromagnetic layer made of PtMn.

[Fig. 8] Fig. 8 is a high-resolution TEM photograph of a multilayer film of Example 3 shown in Table 1.

[Fig. 9] Fig. 9 is a high-resolution TEM photograph of a multilayer film of Comparative Example 5 shown in Table 1.

[Fig. 10] Fig. 10 is a graph showing the degree of order of PtMn (antiferromagnetic layer) of the multilayer film of Example 3 shown in Table 1.

[Fig. 11] Fig. 11 is a graph showing the degree of order of PtMn (antiferromagnetic layer) of the multilayer film of Example 5 shown in Table 1.

[Fig. 12] Fig. 12 is a graph showing the relation between the amount of element X' ($X' = \text{Ar}$) and the lattice constant of an antiferromagnetic layer made of Pt-Mn-X' ($X' = \text{Ar}$).

[Fig. 13] Fig. 13 is a graph showing the relation between the amount of element X' ($X' = \text{Ar}$) and the exchange coupling magnetic field of an antiferromagnetic layer made of Pt-Mn-X' ($X' = \text{Ar}$).

[Fig. 14] Fig. 12 is a graph showing the relation between the amount of element X' ($X' = \text{Mo}$) and the lattice constant

of an antiferromagnetic layer made of Pt-Mn-X' ($X' = \text{Mo}$).

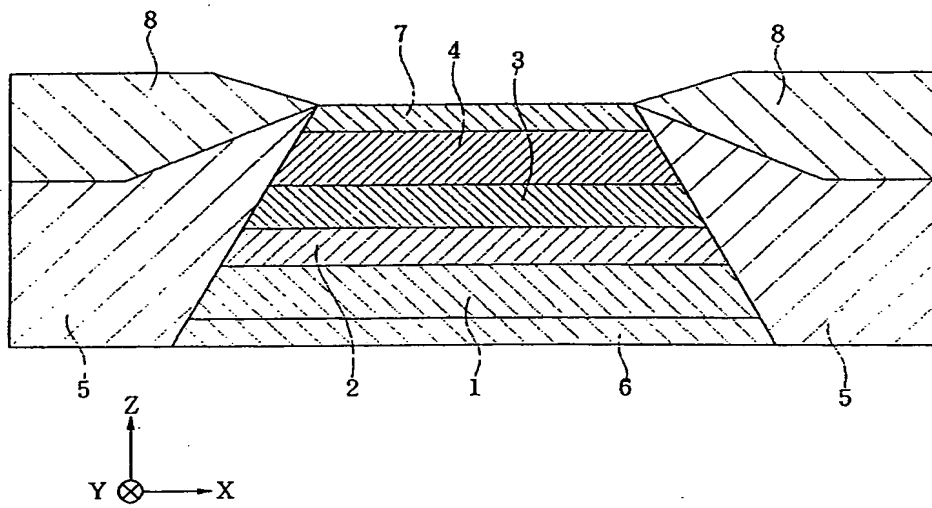
[Fig. 15] Fig. 13 is a graph showing the relation between the amount of element X' ($X' = \text{Mo}$) and the exchange coupling magnetic field of an antiferromagnetic layer made of Pt-Mn-X' ($X' = \text{Mo}$).

[Reference Numerals]

- 1 free magnetic layer
- 2 nonmagnetic conductive layer
- 3 pinned magnetic layer
- 4 antiferromagnetic layer
- 5 hard bias layer
- 6 underlying layer
- 7 protecting layer
- 8 conductive layer
- 9 exchange bias layer
- 10 soft magnetic layer (SAL layer)
- 11 nonmagnetic layer (SHUNT layer)
- 12 magnetoresistive layer (MR layer)
- 20 lower shield layer
- 21 lower gap layer
- 22 magnetoresistive element layer
- 23 upper gap layer
- 24 upper shield layer

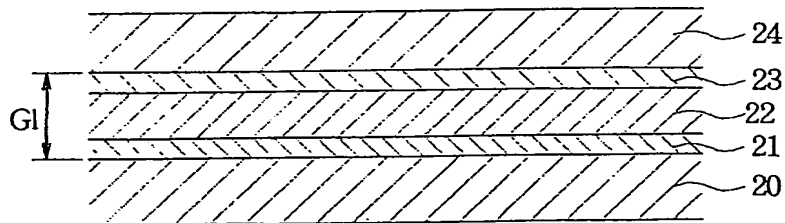
[FIG. 1]

FIG. 1



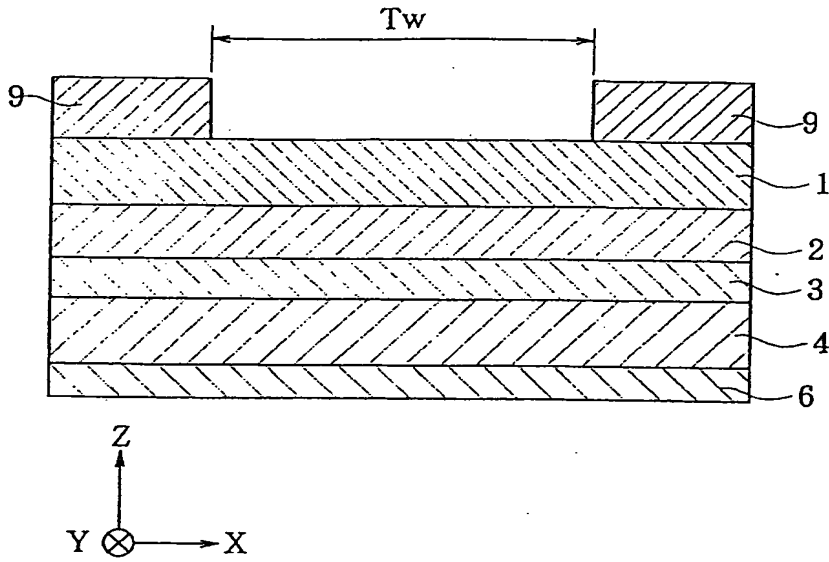
[FIG. 5]

FIG. 5



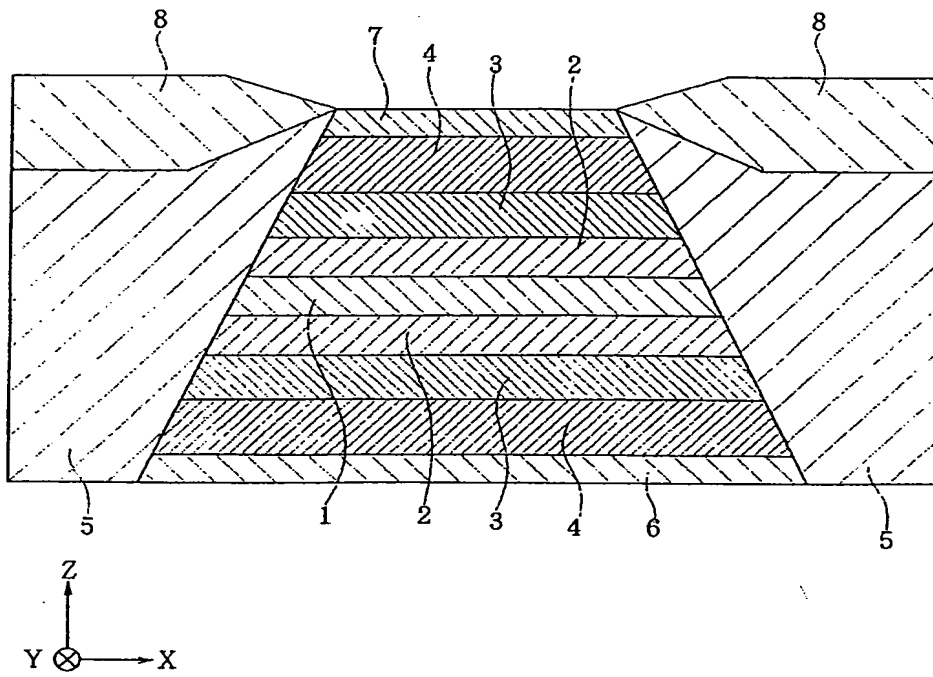
[FIG. 2]

FIG. 2



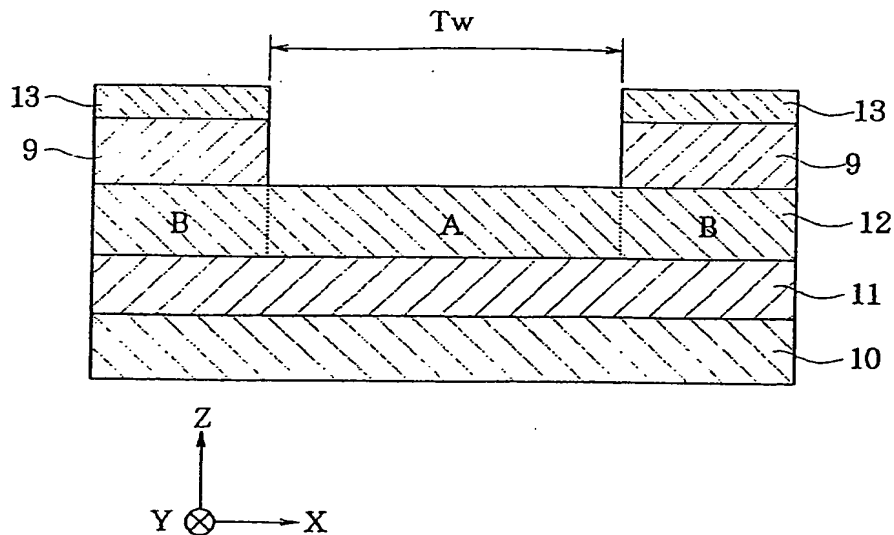
[FIG. 3]

FIG. 3



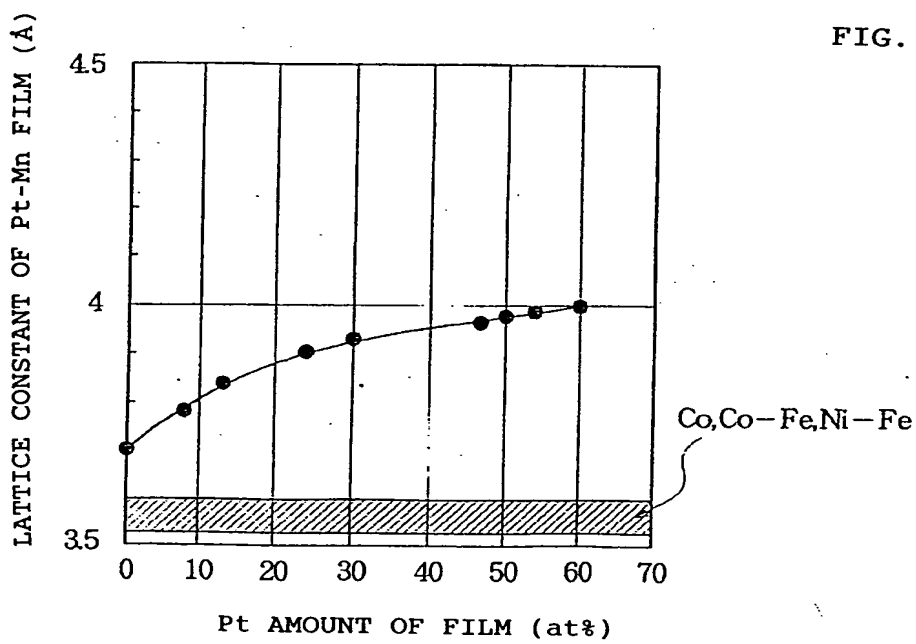
[FIG. 4]

FIG. 4



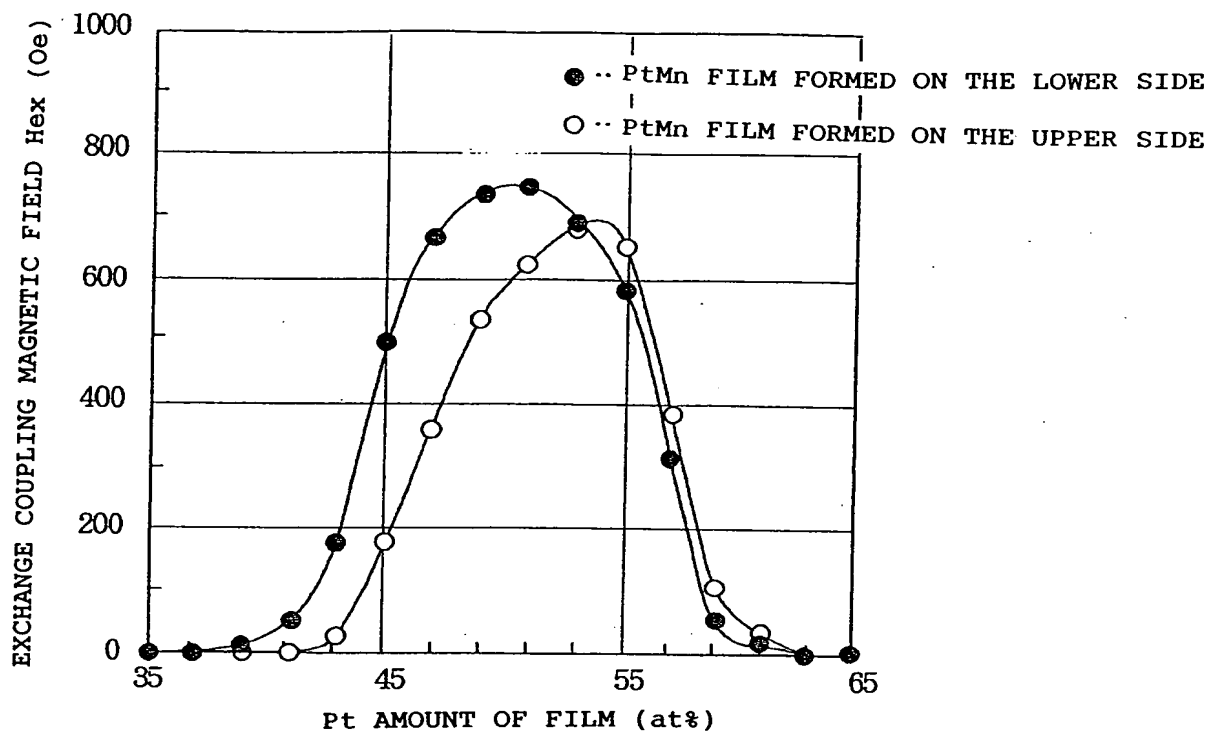
[FIG. 6]

FIG. 6



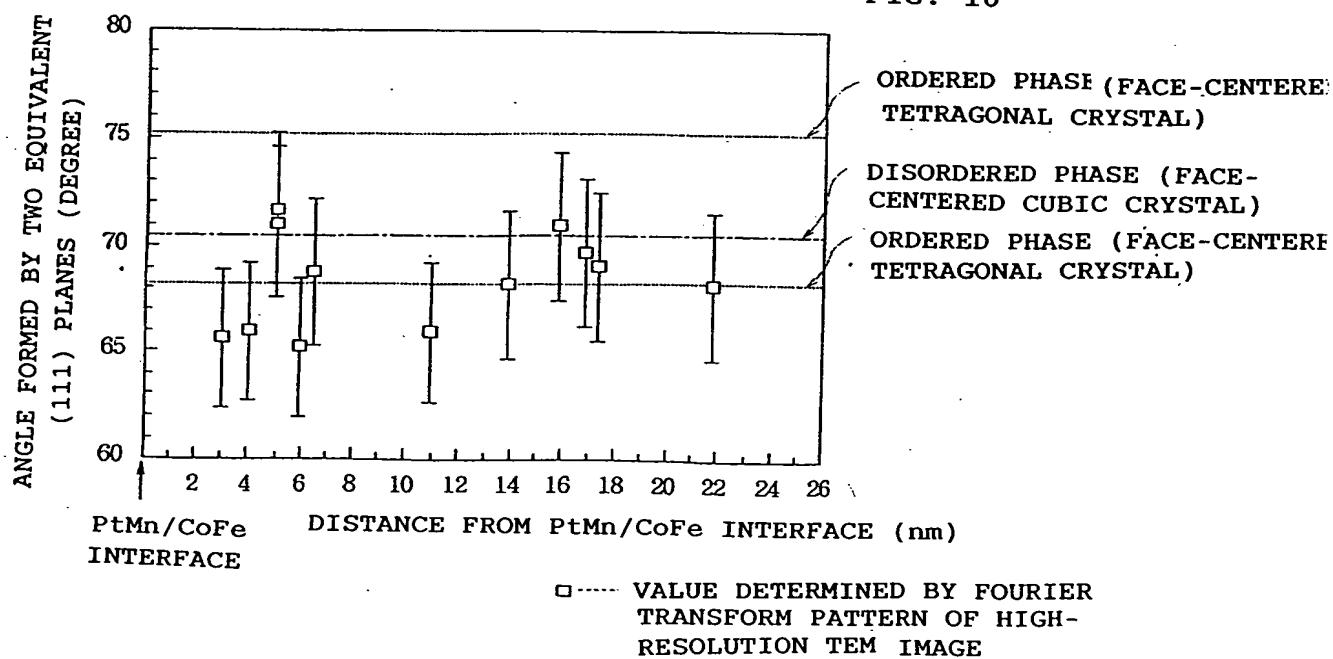
[FIG. 7]

FIG. 7



[FIG. 10]

FIG. 10



[FIG. 8]

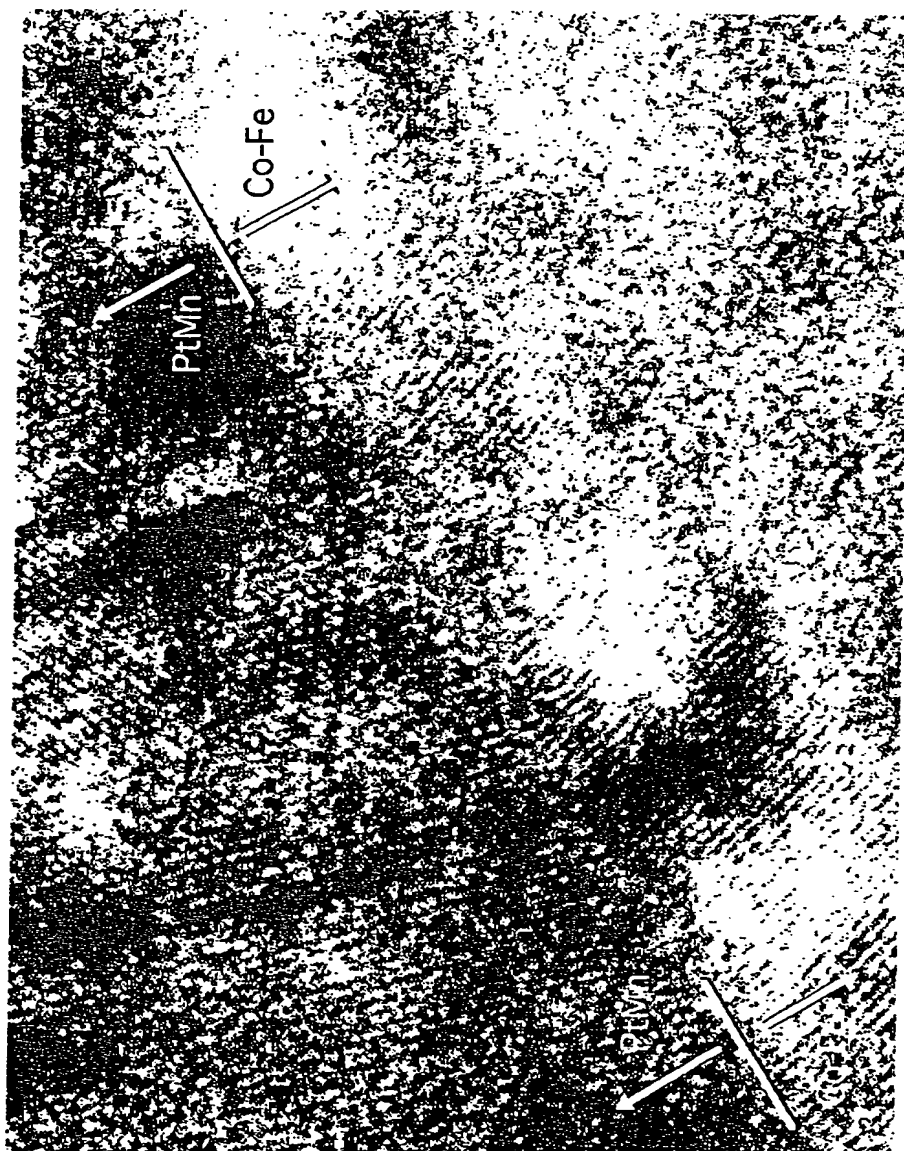


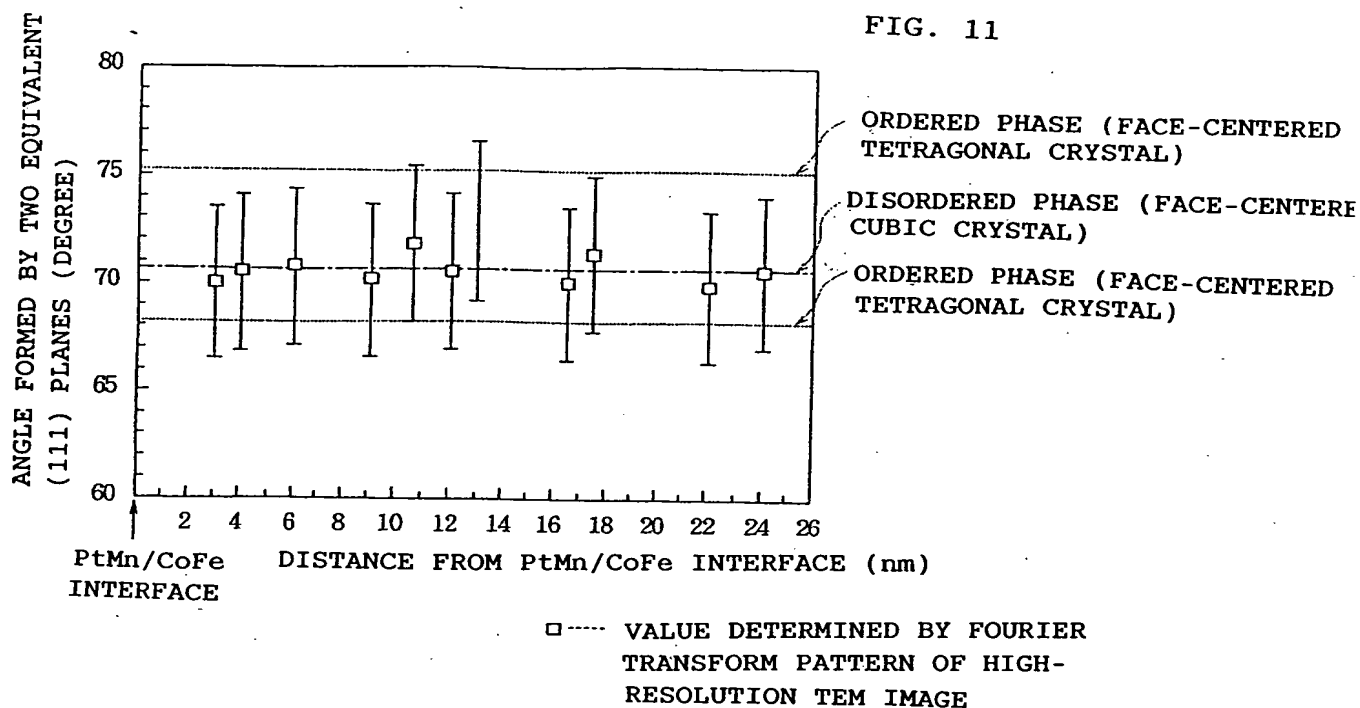
FIG. 8

[FIG. 9]

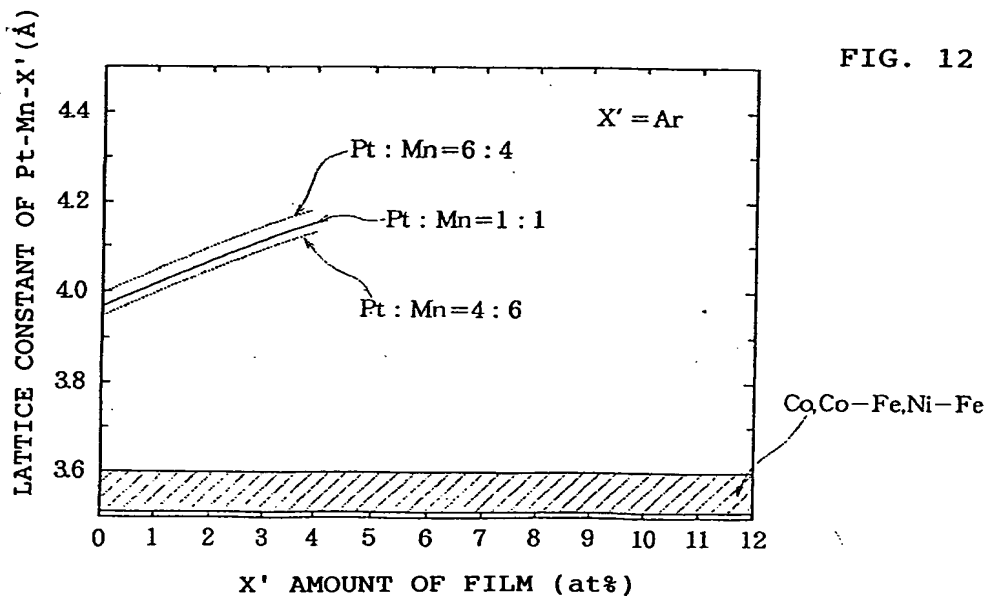


FIG. 9

[FIG. 11]

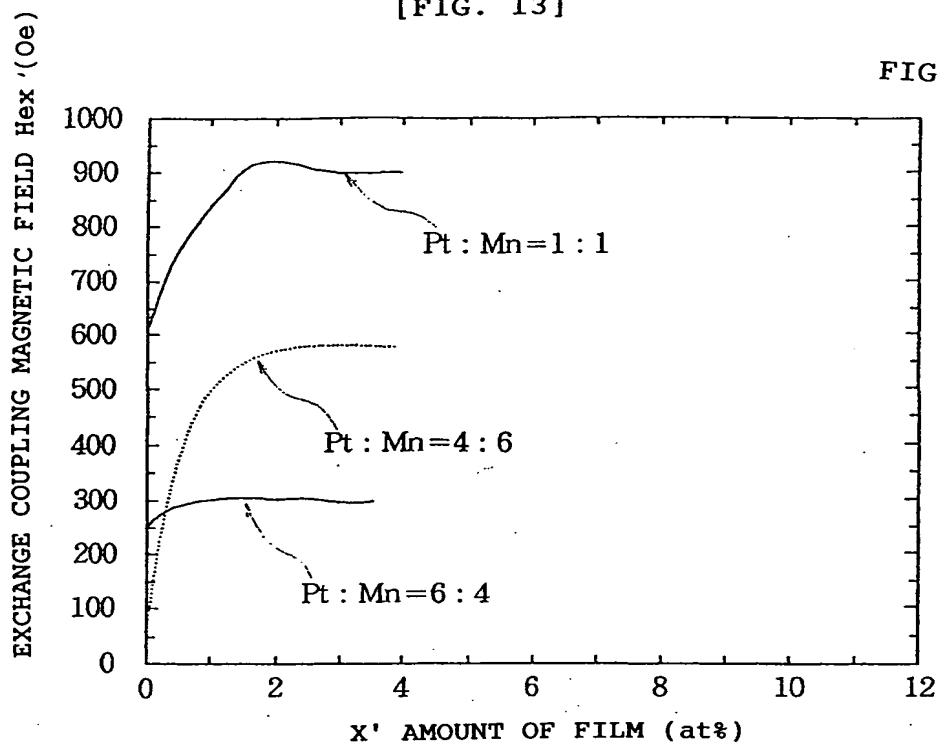


[FIG. 12]



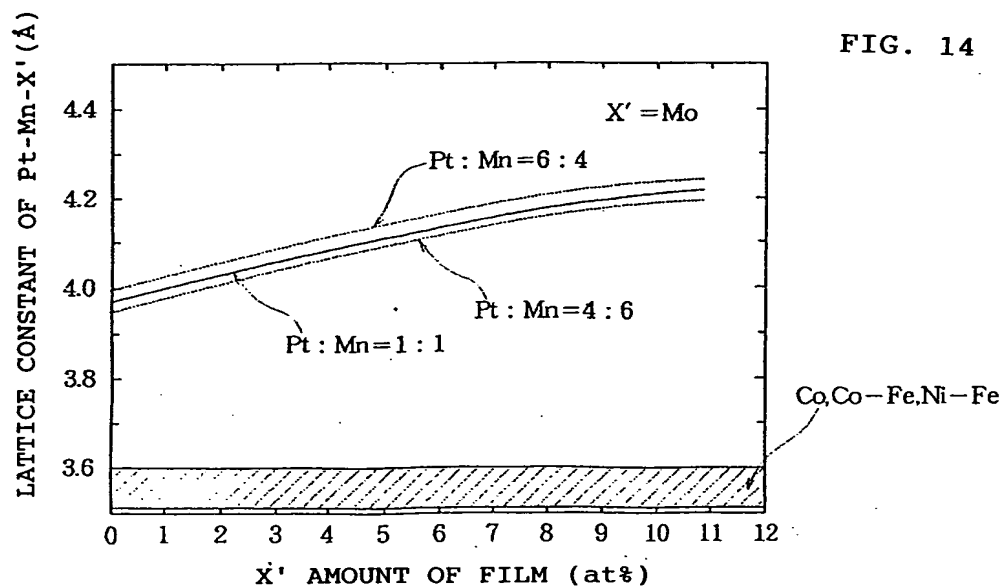
[FIG. 13]

FIG. 13



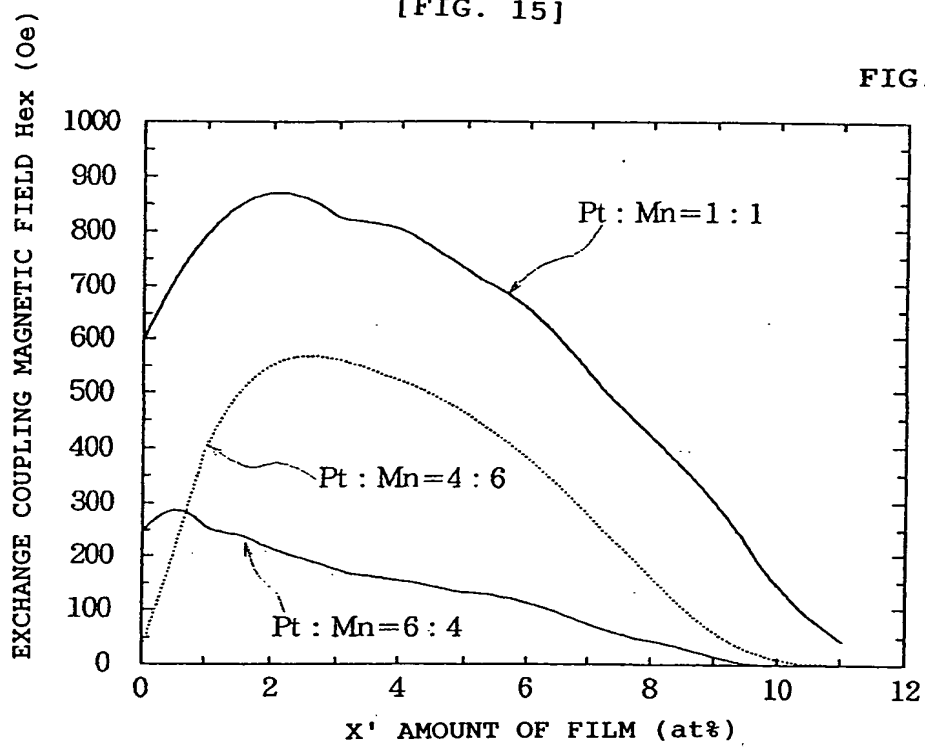
[FIG. 14]

FIG. 14



[FIG. 15]

FIG. 15



Continued from the front page

(72) Inventor: Yutaka Yamamoto

c/o Alps Electric Co., Ltd., 1-7, Yukigaya-Otsuka-cho,
Ota-ku, Tokyo

(72) Inventor: Akihiro Makino

c/o Alps Electric Co., Ltd., 1-7, Yukigaya-Otsuka-cho,
Ota-ku, Tokyo

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-191647

(43) 公開日 平成11年(1999) 7月13日

(51) Int.Cl.⁶

識別記号

F I

H 0 1 L 43/08

H 0 1 L 43/08

Z

G 1 1 B 5/39

G 1 1 B 5/39

H 0 1 F 10/30

H 0 1 F 10/30

審査請求 未請求 請求項の数27 O L (全 27 頁)

(21) 出願番号 特願平10-236801

(22) 出願日 平成10年(1998) 8月24日

(31) 優先権主張番号 特願平9-309406

(32) 優先日 平 9 (1997) 10月22日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(72) 発明者 長谷川 直也

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(72) 発明者 斎藤 正路

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(72) 発明者 大湊 和也

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(74) 代理人 弁理士 野▲崎▼ 照夫

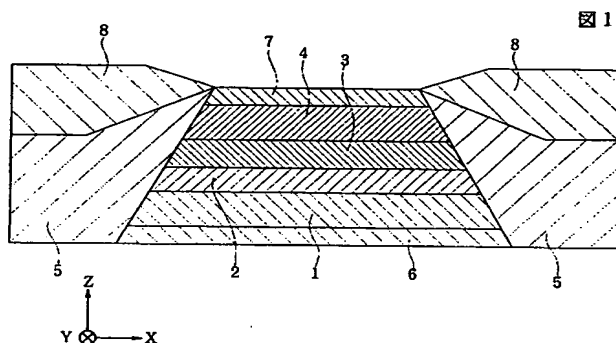
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 交換結合膜と、この交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子、ならびに、前記磁気抵抗効果素子を用いた薄膜磁気ヘッド

(57) 【要約】

【目的】 従来、反強磁性層として使用されていたNi Mn合金の場合、固定磁性層（例えばNi Fe合金）との界面構造を整合状態としておいても、適性な交換異方性磁界を得ることができるが、Ni Mn合金よりも優れた反強磁性材料である白金族元素を用いたX-Mn合金の場合、固定磁性層との界面構造を整合状態とすると、交換異方性磁界を得ることができないという問題点があった。

【構成】 反強磁性層4はX-Mn（Xは白金族元素）で形成され、Xの組成比が適性に調節されることにより、固定磁性層3との界面構造は非整合状態にされている。従って熱処理を施すことにより、前記反強磁性層4の結晶構造が変態し、大きな交換異方性磁界を得ることができるので、従来に比べてより再生特性を向上させることが可能である。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 反強磁性層と強磁性層とが接して形成され、熱処理が施されることにより、前記反強磁性層と強磁性層との界面にて交換異方性磁界が発生し、前記強磁性層の磁化方向が一定方向に固定される交換結合膜において、前記反強磁性層は、少なくとも元素 X（ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうちいずれか 1 種または 2 種以上の元素である）と Mn とを含有する反強磁性材料で形成され、前記反強磁性層と強磁性層との界面構造が、非整合状態にあることを特徴とする交換結合膜。

【請求項 2】 熱処理後における前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、L1₀型の面心正方規則格子となる請求項 1 記載の交換結合膜。

【請求項 3】 前記反強磁性層と強磁性層との界面にて、前記反強磁性層および強磁性層の結晶配向が異なっている請求項 1 または 2 に記載の交換結合膜。

【請求項 4】 前記強磁性層の {111} 面が、前記反強磁性層との界面に平行な方向に優先配向するのに対し、前記反強磁性層の {111} 面の配向度は、前記強磁性層の配向度よりも小さいか、あるいは無配向となっている請求項 3 記載の交換結合膜。

【請求項 5】 前記反強磁性層の {111} 面が、前記強磁性層との界面に平行な方向に優先配向するのに対し、前記強磁性層の {111} 面の配向度は、前記反強磁性層の配向度よりも小さいか、あるいは無配向となっている請求項 3 記載の交換結合膜。

【請求項 6】 前記反強磁性層と強磁性層との界面に平行な方向への、前記反強磁性層の {111} 面の配向度、および前記強磁性層の {111} 面の配向度は共に小さくなっているか、あるいは無配向となっており、前記 {111} 面以外の結晶面が、界面に平行な方向へ優先配向されて、反強磁性層と強磁性層の結晶配向が異なる請求項 3 記載の交換結合膜。

【請求項 7】 前記反強磁性層は X-Mn 合金で形成され、元素 X は、Pt である請求項 1 ないし 6 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 8】 前記反強磁性層は Pt-Mn 合金で形成され、熱処理後における前記反強磁性層の格子定数 a, c の比 c/a は、0.93~0.99 の範囲内である請求項 7 記載の交換結合膜。

【請求項 9】 前記反強磁性層は、X-Mn-X' 合金（ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうちいずれか 1 種または 2 種以上の元素である）で形成され、前記 X-Mn-X' 合金は、元素 X と Mn とで構成される空間格子の隙間に元素 X' が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素 X と Mn とで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素 X' に置換された置換型固溶体である請求項 1 ないし 6 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 10】 前記反強磁性層として用いられる X-Mn-X' 合金の元素 X は Pt である請求項 9 記載の交換結合膜。

【請求項 11】 前記元素 X' は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち 1 種または 2 種以上の元素である請求項 9 または 10 に記載の交換結合膜。

【請求項 12】 前記元素 X' は、Ne, Ar, Kr, Xe のうち 1 種または 2 種以上の元素である請求項 11 記載の交換結合膜。

【請求項 13】 前記元素 X' の組成比は a t % で、0.2~10 の範囲内である請求項 9 ないし 12 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 14】 前記元素 X' の組成比は a t % で、0.5~5 の範囲内である請求項 13 記載の交換結合膜。

【請求項 15】 元素 X と Mn との組成比の割合 X:Mn は、4:6~6:4 の範囲内である請求項 13 または 14 に記載の交換結合膜。

【請求項 16】 前記反強磁性層として用いられる X-Mn-X' 合金は、スパッタ法により形成される請求項 9 ないし 15 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 17】 前記反強磁性層が、X-Mn 合金（ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうちいずれか 1 種または 2 種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、X-Mn 合金の X の組成比は a t % で、47~57 の範囲内である請求項 1、7、8 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 18】 前記反強磁性層が、X-Mn-X' 合金（ただし、X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうちいずれか 1 種または 2 種以上の元素であり、X' は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち 1 種または 2 種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、X-Mn-X' 合金の X+X' の組成比は a t % で、47~57 の範囲内である請求項 13 ないし 15 のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項 19】 X-Mn 合金の X の組成比、あるいは X-Mn-X' 合金の X+X' の組成比は a t % で、50~56 の範囲内である請求項 17 または 18 記載の交換結合膜。

【請求項 20】 前記反強磁性層が、X-Mn 合金（ただし X は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうち

いずれか1種または2種以上の元素である)で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、 $X-Mn$ 合金の X の組成比は $a\%$ で、44~57の範囲内である請求項1、7、8のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項21】 前記反強磁性層が、 $X-Mn-X'$ 合金(ただし X' は、 $Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb$ 、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、 $X-Mn-X'$ 合金の $X+X'$ の組成比は $a\%$ で、44~57の範囲内である請求項13ないし15のいずれかに記載の交換結合膜。

【請求項22】 $X-Mn$ 合金の X の組成比、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の $X+X'$ の組成比は $a\%$ で、46~55の範囲内である請求項20または21記載の交換結合膜。

【請求項23】 反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向へ揃えるバイアス層と、固定磁性層と非磁性導電層とフリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、請求項1ないし請求項22のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項24】 前記フリー磁性層の上側または下側に、トラック幅 T_w の間隔を空けて反強磁性層が積層され、前記反強磁性層とフリー磁性層とが、請求項1ないし請求項22のいずれかに記載された交換結合膜により形成されている請求項23記載の磁気抵抗効果素子。

【請求項25】 フリー磁性層の上下に積層された非磁性導電層と、一方の前記非磁性導電層の上および他方の非磁性導電層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置して、交換異方性磁界によりそれぞれの固定磁性層の磁化方向を一定の方向に固定する反強磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えるバイアス層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、請求項1ないし請求項22のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項26】 非磁性層を介して重ねられた磁気抵抗層と軟磁性層とを有し、前記磁気抵抗層の上側あるいは下側にトラック幅 T_w の間隔を空けて反強磁性層が形成

され、前記反強磁性層と磁気抵抗層とが、請求項1ないし請求項22のいずれかに記載された交換結合膜により形成されていることを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【請求項27】 請求項23ないし26のいずれかに記載された磁気抵抗効果素子の上下にギャップ層を介してシールド層が形成されていることを特徴とする薄膜磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

10 【発明の属する技術分野】本発明は、反強磁性層と強磁性層とから成り、前記反強磁性層と強磁性層との界面にて発生する交換異方性磁界により、前記強磁性層の磁化方向が一定の方向に固定される交換結合膜に係り、特に前記反強磁性層が元素 $X(Pt, Pd)$ 等と Mn とを含有する反強磁性材料で形成された場合、より大きい交換異方性磁界を得られるようにした交換結合膜およびこの交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子(スピンバルブ型薄膜素子、AMR素子)に関する。

【0002】

20 【従来の技術】スピンバルブ型薄膜素子は、巨大磁気抵抗効果を利用したGMR(giant magnetoresistive)素子の1種であり、ハードディスクなどの記録媒体からの記録磁界を検出するものである。このスピンバルブ型薄膜素子は、GMR素子の中でも比較的構造が単純で、しかも弱い磁界で抵抗が変化するなど、いくつかの優れた点を有している。

【0003】前記スピンバルブ型薄膜素子は、最も単純な構造で、反強磁性層、固定磁性層、非磁性導電層およびフリー磁性層から成る。前記反強磁性層と固定磁性層とは接して形成され、前記反強磁性層と固定磁性層との界面にて発生する交換異方性磁界により、前記固定磁性層の磁化方向は一定方向に単磁区化され固定される。フリー磁性層の磁化は、その両側に形成されたバイアス層により、前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えられる。

【0004】前記反強磁性層には $Fe-Mn$ (鉄-マンガ)ン合金膜、または $Ni-Mn$ (ニッケル-マンガ)ン合金膜、固定磁性層及びフリー磁性層には $Ni-Fe$ (ニッケル-鉄)合金膜、非磁性導電層3には Cu (銅)膜、またバイアス層には $Co-Pt$ (コバルト-白金)合金膜などが一般的に使用されている。

【0005】このスピンバルブ型薄膜素子では、ハードディスクなどの記録媒体からの漏れ磁界により、前記フリー磁性層の磁化方向が変動すると、固定磁性層の固定磁化方向との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0006】ところで、前述したように、反強磁性層には、 $Fe-Mn$ 合金膜や $Ni-Mn$ 合金膜が用いられるが、 $Fe-Mn$ 合金膜は、耐食性が低く、また交換異方

性磁界が小さく、さらにブロッキング温度が150℃程度と低くなっている。ブロッキング温度が低いことで、ヘッドの製造工程中やヘッド動作中における素子温度の上昇により、交換異方性磁界が消失してしまうという問題が発生する。これに対し、Ni-Mn合金膜は、Fe-Mn合金膜に比べて、交換異方性磁界が比較的大きく、しかもブロッキング温度が約300℃と高い。従って反強磁性層には、Fe-Mn合金膜よりもNi-Mn合金膜を用いる方が好ましい。

【0007】また、B. Y. Wong, C. Mitsu-mata, S. Prakash, D. E. Laughlin, and T. Kobayashi: Journal of Applied Physics, vol. 79, No. 10, p. 7896-p. 7904 (1996) には、Ni-Mn合金膜を反強磁性層として用いた場合における前記反強磁性層と固定磁性層(NiFe合金膜)との界面構造について報告されている。

【0008】この論文には、「NiFeとNiMnの両方の{111}面が膜面と平行となるように、NiFe/NiMn界面での結晶整合状態を保って成長している。界面での整合歪みは、膜面と平行な面を双晶面とする双晶が多数導入されることにより緩和されている。ただし、残存している界面歪みにより、界面近くでのNiMnの規則化は低く抑制され、界面から離れた場所では規則化度が高くなっている。」と記載されている。

【0009】なお、整合とは、界面における反強磁性層と固定磁性層との原子が、1対1で対応する状態のことをいい、逆に非整合とは、界面における反強磁性層と固定磁性層との原子が1対の位置関係にない状態のことをいう。

【0010】NiMn合金で反強磁性層が形成される場合、熱処理が施されることにより、NiMn合金と固定磁性層との界面に、交換異方性磁界が発生するが、これは熱処理が施されることにより、NiMn合金が不規則格子から規則格子に変態することによる。

【0011】熱処理が施される前では、NiMn合金の結晶構造は、Ni, Mn原子の配列順序が不規則な面心立方格子(以下、不規則格子という)であるが、熱処理が施されると、結晶構造は、面心立方格子から面心正方格子に変態し、しかも原子位置が規則化(以下規則格子という)する。なお、結晶構造が完全に規則格子となった場合におけるNi-Mn合金膜の格子定数a, cの比c/aは、0.942である。

【0012】このように、完全に規則格子となったNiMn合金膜の格子定数比c/aは、比較的1に近い値であるため、不規則格子から規則格子に変態する時に生じる界面での格子歪みは、比較的小さくなっており、従ってNiMn合金膜と固定磁性層との界面構造が整合状態にあっても、熱処理が施されることにより、NiMn合金が不規則格子から規則格子に変態し、交換異方性磁界

が発生する。なお前述した論文に記載されているように、界面における格子歪みは、双晶によりある程度緩和されている。

【0013】

【発明が解決しようとする課題】前述したように、NiMn合金は、比較的交換異方性磁界が大きく、またブロッキング温度も約300℃と高くなっており、従来のFeMn合金に比べて優れた特性を有しているが、耐食性に関しては、FeMn合金と同じ様に、充分であるとはいえなかった。

【0014】そこで最近では、耐食性に優れ、しかもNiMn合金よりも大きい交換異方性磁界を発生し、高いブロッキング温度を有する反強磁性材料として、白金族元素を用いたX-Mn合金(X=Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os)が注目を浴びている。白金族元素を含有するX-Mn合金を反強磁性層として用いれば、従来に比べて再生出力を向上させることができ、またヘッド駆動動作時における素子温度の上昇により、交換異方性磁界が消滅し再生特性が低下するといった不具合も生じにくくなる。

【0015】ところで、この白金族元素を含有するX-Mn合金を反強磁性層として用いた場合、交換異方性磁界を発生させるには、NiMn合金を反強磁性層として用いた場合と同様に、成膜後熱処理を施す必要がある。NiMn合金の場合、前述した文献によれば、固定磁性層(NiFe合金)との界面構造は整合状態となっていると記載されているが、X-Mn合金(Xは白金族元素)の場合も同じ様に、固定磁性層との界面構造を整合状態としておくと、熱処理を施しても交換異方性磁界がほとんど発生しないことがわかった。

【0016】本発明は上記従来の課題を解決するためのものであり、反強磁性層として、元素X(Xは白金族元素)とMnとを含有する反強磁性材料を用いた場合、大きい交換異方性磁界を発生することができるようにした交換結合膜、およびこの交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子に関する。

【0017】

【課題を解決するための手段】本発明は、反強磁性層と強磁性層とが接して形成され、熱処理が施されることにより、前記反強磁性層と強磁性層との界面にて交換異方性磁界が発生し、前記強磁性層の磁化方向が一定方向に固定される交換結合膜において、前記反強磁性層は、少なくとも元素X(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性材料で形成され、前記反強磁性層と強磁性層との界面構造が、非整合状態にあることを特徴とするものである。

【0018】また、熱処理後における前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、L1₀型の面心正方規則格子となっていることが好ましい。さらに本発明では、

10

20

30

40

50

前記反強磁性層と強磁性層との界面にて、前記反強磁性層および強磁性層の結晶配向が異なっていることが好ましい。

【0019】本発明では、前記強磁性層の{111}面が、前記反強磁性層との界面に平行な方向に優先配向するのに対し、前記反強磁性層の{111}面の配向度は、前記強磁性層の配向度よりも小さいか、あるいは無配向となっている。

【0020】あるいは、前記反強磁性層の{111}面が、前記強磁性層との界面に平行な方向に優先配向するのに対し、前記強磁性層の{111}面の配向度は、前記反強磁性層の配向度よりも小さいか、あるいは無配向となっている。

【0021】あるいは、前記反強磁性層と強磁性層との界面に平行な方向への、前記反強磁性層の{111}面の配向度、および前記強磁性層の{111}面の配向度は共に小さくなっているか、あるいは無配向となっており、前記{111}面以外の結晶面が、界面に平行な方向へ優先配向されて、反強磁性層と強磁性層の結晶配向が異なっている。

【0022】また本発明では、前記反強磁性層はX-Mn合金で形成され、元素Xは、Ptであることが好ましい。さらに、前記反強磁性層がPt-Mn合金で形成される場合、熱処理後における前記反強磁性層の格子定数a、cの比 c/a は、0.93~0.99の範囲内であることが好ましい。

【0023】または本発明では、前記反強磁性層は、X-Mn-X'合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、前記X-Mn-X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体である。特に、前記反強磁性層として用いられるX-Mn-X'合金の元素XはPtである、すなわち前記反強磁性層は、Pt-Mn-X'合金により形成されていることが好ましい。

【0024】なお本発明では、前記反強磁性層として用いられるX-Mn-X'合金の元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素であることが好ましく、より好ましくは、前記元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xeのうち1種または2種以上の元素である。

【0025】また本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn-X'合金で形成される場合、X'の組成比はa t %で、0.2~10の範囲内であることが好ましく、よ

り好ましくは、0.5~5の範囲内である。

【0026】さらに本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn-X'合金で形成される場合、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。なお前記反強磁性層として用いられるX-Mn-X'合金は、スパッタ法により形成されることが好ましい。

【0027】本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、X-Mn合金のXの組成比はa t %で、47~57の範囲内であることが好ましい。

【0028】また本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn-X'合金（ただし、Xは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素であり、X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の上に形成されており、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、47~57の範囲内であることが好ましい。

【0029】さらに本発明では、X-Mn合金のXの組成比、あるいはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、50~56の範囲内であることがより好ましい。

【0030】本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、X-Mn合金のXの組成比はa t %で、44~57の範囲内であることが好ましい。

【0031】また本発明では、前記反強磁性層が、X-Mn-X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成され、前記反強磁性層が強磁性層の下に形成されており、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、44~57の範囲内であることが好ましい。

【0032】さらに本発明では、X-Mn合金のXの組成比、あるいはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、46~55の範囲内であることがより好ましい。

【0033】以上のようにして形成された交換結合膜

は、本発明では、様々な磁気抵抗効果素子に使用可能である。まず本発明におけるシングルスピンバルブ型薄膜素子は、反強磁性層と、この反強磁性層と接して形成され、前記反強磁性層との交換異方性磁界により磁化方向が固定される固定磁性層と、前記固定磁性層に非磁性導電層を介して形成されたフリー磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向へ揃えるバイアス層と、固定磁性層と非磁性導電層とフリー磁性層に検出電流を与える導電層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、前述した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0034】また本発明では、上記シングルスピンバルブ型薄膜素子のフリー磁性層の上側または下側に、トラック幅 T_w の間隔を空けて反強磁性層が形成され、前記反強磁性層とフリー磁性層とが、前述した交換結合膜により形成されているものであってもよい。

【0035】また本発明におけるデュアルスピンバルブ型薄膜素子は、フリー磁性層の上下に積層された非磁性導電層と、一方の前記非磁性導電層の上および他方の非磁性導電層の下に位置する固定磁性層と、一方の前記固定磁性層の上および他方の固定磁性層の下に位置して、交換異方性磁界によりそれぞれの固定磁性層の磁化方向を一定の方向に固定する反強磁性層と、前記フリー磁性層の磁化方向を前記固定磁性層の磁化方向と交叉する方向に揃えるバイアス層とを有し、前記反強磁性層とこの反強磁性層と接して形成された固定磁性層とが、前述した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。

【0036】さらに本発明におけるAMR素子は、非磁性層を介して重ねられた磁気抵抗層と軟磁性層とを有し、前記磁気抵抗層の上側あるいは下側にトラック幅 T_w の間隔を空けて反強磁性層が形成され、前記反強磁性層と磁気抵抗層とが、前述した交換結合膜により形成されていることを特徴とするものである。また本発明における薄膜磁気ヘッドは、前述した磁気抵抗効果素子の上下にギャップ層を介してシールド層が形成されていることを特徴とするものである。

【0037】本発明では、反強磁性層として、少なくとも元素 X ($X = Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os$ のうちいずれか1種あるいは2種以上の元素)と Mn とを含む反強磁性材料を使用した場合、強磁性層との界面構造を非整合状態として、適性に交換異方性磁界を得られるようにするものである。

【0038】強磁性層との界面構造を非整合状態とする理由は、熱処理を施したとき、反強磁性層の結晶構造を、不規則格子から規則格子に適性に変態させ、より大きい交換異方性磁界を発生させるためである。以下に、前記非整合状態と交換異方性磁界との関係について詳述する。

【0039】まず、非整合状態とは、反強磁性層と強磁性層との界面において、前記反強磁性層側の原子と、強磁性層側の原子とが1対1に対応しておらず、原子の位置関係が異なることをいうが、このように界面構造を非整合状態とするには、熱処理前における反強磁性層の格子定数を適性に制御しておく必要がある。

【0040】本発明では、前記反強磁性層は、例えば $X-Mn$ 合金（ただし、 X は Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os のうちいずれか1種あるいは2種以上の元素）で形成される。

【0041】本発明では、前記 $X-Mn$ 合金の X の組成比を適性に選択して、熱処理前における $X-Mn$ 合金の格子定数の値と、強磁性層（例えば $NiFe$ 合金）の格子定数の値との差が大きくなるようにしている。

【0042】成膜段階（熱処理前）における $X-Mn$ 合金の結晶構造と強磁性層の結晶構造とは共に、 X, Mn 原子の配列順序が不規則な面心立方格子（以下、不規則格子という）となっているが、本発明では前述したように、 $X-Mn$ 合金の格子定数と強磁性層の格子定数との差を大きくしているので、成膜段階（熱処理前）での $X-Mn$ 合金と強磁性層との界面構造は非整合状態になりやすくなっている。

【0043】このように本発明では、反強磁性層として $X-Mn$ 合金（ X は Pt, Pd 等）を使用した場合、元素 X の組成比を適正に選択することにより、反強磁性層と、強磁性層との界面状態を非整合状態にしているが、さらに本発明では、希ガス元素（ Ne や Ar 等）などの元素 X' を $X-Mn$ 合金に含有させることで、反強磁性層の格子定数を大きくでき、前記反強磁性層と強磁性層との界面構造を非整合状態にすることが可能になっている。

【0044】また本発明では、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金と強磁性層との結晶配向が異なるようにしておくことが好ましい。結晶配向度は下地層の存否や、組成比、スパッタ成膜時の電力ガス圧等の諸条件、あるいは膜の積層順などにより変えることが可能である。

【0045】このように、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金と強磁性層との結晶配向が異なるようにしておくのは、例えば強磁性層の $\{111\}$ 面が、膜面に平行に優先配向し、同じ様に $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の $\{111\}$ 面が、膜面に平行に優先配向していると、界面構造は非整合状態には成りにくくなるからである。

【0046】そこで本発明では、例えば強磁性層の $\{111\}$ 面が、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金との界面に平行な方向に優先配向している場合、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の $\{111\}$ 面の配向度は、前記強磁性層の配向度よりも小さいか、あるいは無配向となるように適性に制御することで、界面

構造を非整合状態に保つことが可能となる。

【0047】以上のように、界面構造が非整合状態となるように、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金と強磁性層とを積層した後、熱処理を施すことにより、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金と強磁性層との界面にて交換異方性磁界が発生するが、この交換異方性磁界の発生は、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の結晶構造が、前記不規則相から X 、 Mn 原子の配列順序が規則性をもって決められた面心正方格子に変態することによるものである。

【0048】なお、本発明では、前記面心正方格子は、単位格子の6面のうち、側面の4面の中心を X 原子が占め、単位格子の隅、および上面および下面の中心に Mn 原子が占める、いわゆる $L1_0$ 型の面心正方格子（以下、規則格子という）であり、熱処理後における $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の少なくとも一部の結晶構造が、前記規則格子となっている必要がある。

【0049】以上のように、熱処理を施すことにより $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の結晶構造が、不規則格子から規則格子に変態し、交換結合磁界が発生するが、この変態の際に生じる格子歪みは、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の方が $NiMn$ 合金に比べて大きくなっている。

【0050】本発明では、前述したように、 $X-Mn$ 合金の組成比を適性化することにより、あるいは $X-Mn$ 合金に第3元素として元素 X' を添加することにより、熱処理前における $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金と強磁性層との界面構造を非整合状態にできる。

【0051】反強磁性層と強磁性層との界面構造を非整合状態にすると、熱処理を施すことにより、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金の結晶構造は不規則格子から規則格子に変態しやすくなり、従って前記界面にて大きな交換異方性磁界が発生する。なお、 $X-Mn$ 合金（ $X=Pt, Pd$ 等）、あるいは $X-Mn-X'$ 合金（ $X'=Ne, Ar$ 等）は、 $FeMn$ 合金や $NiMn$ 合金などに比べて耐食性に優れ、また $FeMn$ 合金等と比べて、ブロッキング温度も高く、さらに交換異方性磁界（ H_{ex} ）が大きいなど反強磁性材料として優れた特性を有している。また、本発明では $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金を構成する元素 X に Pt を選択することが好ましい。

【0052】以上詳述した、 $X-Mn$ 合金、あるいは $X-Mn-X'$ 合金で形成された反強磁性層と強磁性層とから成る交換結合膜は、磁気抵抗効果素子に適用することが可能である。

【0053】本発明では、例えば前記磁気抵抗効果素子としてシングルスピンバルブ型薄膜素子およびデュアルスピンバルブ型薄膜素子の反強磁性層と固定磁性層とを、前記交換結合膜により形成している。これにより、

前記固定磁性層の磁化を一定方向に強固に固定することが可能となり、従来に比べて優れた再生特性を得ることが可能となっている。

【0054】また、エクステンジバイアス方式により、例えばシングルスピンバルブ型薄膜素子のフリー磁性層、あるいはAMR素子の磁気抵抗効果素子層の磁化方向を一定の方向に揃える場合、エクステンジバイアス層とフリー磁性層、あるいはエクステンジバイアス層と磁気抵抗層とを、前記交換結合膜により形成してもよい。これにより、前記フリー磁性層および磁気抵抗層の磁化を一定方向に適性に揃えることが可能となり、優れた再生特性を得ることが可能である。

【0055】

【発明の実施の形態】図1は、本発明の第1実施形態のシングルスピンバルブ型薄膜素子の構造をABS面側から見た断面図である。なお、図1では X 方向に延びる素子の中央部分のみを破断して示している。このシングルスピンバルブ型薄膜素子は、ハードディスク装置に設けられた浮上式スライダのトレーリング側端部などに設けられて、ハードディスクなどの記録磁界を検出するものである。なお、ハードディスクなどの磁気記録媒体の移動方向は Z 方向であり、磁気記録媒体からの洩れ磁界の方向は Y 方向である。

【0056】図1の最も下に形成されているのは Ta （タンタル）などの非磁性材料で形成された下地層6である。この下地層6の上にフリー磁性層1、非磁性導電層2、固定磁性層3、および反強磁性層4が積層されている。そして、前記反強磁性層4の上に Ta （タンタル）などの保護層7が形成されている。

【0057】また図1に示すように、下地層6から保護層7までの6層の両側には、ハードバイアス層5、5が形成され、前記ハードバイアス層5、5の上には導電層8、8が積層されている。

【0058】本発明では前記フリー磁性層1および固定磁性層3が、 $NiFe$ 合金、 $CoFe$ 合金、 Co 合金、 Co 、 $CoNiFe$ 合金などにより形成されている。なお図1に示すようにフリー磁性層1は一層で形成されているが、これが多層構造で形成されてもよい。つまり、前記フリー磁性層1が、例えば $NiFe$ 合金と $CoFe$ 合金とが積層された構造となってもよいし、 $NiFe$ 合金と Co とが積層された構造でもよい。

【0059】前記フリー磁性層1と固定磁性層3との間に介在する非磁性導電層2は、 Cu で形成されている。さらに、ハードバイアス層5、5は、例えば $CoPt$ （コバルト-白金）合金や $CoCrPt$ （コバルト-クロム-白金）合金などで形成されており、導電層8、8は、 Cu （銅）や W （タングステン）、 Cr （クロム）などで形成されている。

【0060】本発明では、固定磁性層3の上に形成されている反強磁性層4は、少なくとも元素 X （ただし X

は、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)とMnとを含有する反強磁性材料によって形成されている。

【0061】本発明では、図1に示す固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造は、非整合状態となっており、また界面における前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造は、L1₀型の面心正方格子(以下、規則格子という)となっている。

【0062】ここで、L1₀型の面心正方格子とは、単位格子の6面のうち、側面の4面の中心をX原子(X=Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Os)が占め、単位格子の隅、および上面および下面の中心にMn原子が占めるものをいう。

【0063】また本発明では、固定磁性層3と反強磁性層4との結晶配向が異なっていることが、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造が、非整合状態になりやすい点で好ましい。

【0064】図1に示すシングルバルブ型薄膜素子では、Taの下地層6が敷いてあるので、前記下地層6の上に形成されるフリー磁性層1、非磁性導電層2、および固定磁性層3の{111}面は、膜面に対して平行な方向に優先配向している。

【0065】これに対し、前記固定磁性層3の上に形成される反強磁性層4の{111}面は、前記固定磁性層3の{111}面の配向度と比べて小さいか、あるいは無配向となっている。つまり、図1に示す固定磁性層3と反強磁性層4との界面付近での結晶配向は異なったものとなっており、従って前記界面における構造が非整合状態になりやすくなっている。

【0066】本発明では熱処理前の段階から、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造を非整合状態としているが、これは熱処理を施すことにより、前記反強磁性層4の結晶構造を、不規則格子(面心立方格子)から前述した規則格子に変態させ、適性な交換異方性磁界を得られるようにするためである。言い換えれば、界面構造が整合状態にあると、熱処理を施しても、前記反強磁性層4の結晶構造が、不規則格子から規則格子に変態しにくく、従って交換異方性磁界が得られないという問題が生じる。

【0067】本発明では、前記反強磁性層4は、X-Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成されている。特に本発明では、前記反強磁性層4がPtMn合金により形成されていることが好ましい。X-Mn合金、特にPtMn合金は、従来から反強磁性層として使用されているFeMn合金、NiMn合金などに比べて耐熱性に優れており、またブロッキング温度も高く、さらに交換異方性磁界(H_{ex})が大きいなど反強磁性材料として優れた特性を有している。

【0068】本発明では、前記反強磁性層4がPtMn

合金で形成されている場合、熱処理を施した後、つまり少なくとも一部の結晶構造が規則格子となった前記反強磁性層4の格子定数a, cの比c/aは、0.93~0.99の範囲内であることが好ましい。格子定数a, cの比c/aが0.93以下になると、前記反強磁性層4の結晶構造のほぼ全てが規則格子となるが、このような状態になると、前記固定磁性層3と反強磁性層4との密着性が低下し、膜剥がれなどが発生し好ましくない。格子定数a, cの比c/aが0.99以上になると、前記反強磁性層4の結晶構造のほぼ全てが不規則格子となってしまう、前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面にて発生する交換異方性磁界が小さくなってしまい好ましくない。

【0069】ところで前記反強磁性層4が、X-Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成される場合、熱処理前の段階において、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造を非整合状態とするために、本発明では、前記X-Mn合金の組成比を下記の数値内に設定している。

【0070】前記反強磁性層4が、X-Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)で形成され、しかも図1に示すように前記反強磁性層4が固定磁性層3の上に形成される場合、X-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、47~57の範囲内であることが好ましい。より好ましくはX-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、50~56の範囲内である。

【0071】上述した組成比内で反強磁性層4を形成すると、熱処理前、つまり結晶構造が不規則格子となっている段階での前記反強磁性層4の格子定数と、固定磁性層3の格子定数との差を大きくすることができ、従って熱処理前にて、前記固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造を非整合状態に保つことができる。

【0072】この状態で熱処理を施すと、前記反強磁性層4の結晶構造の変化により、交換異方性磁界が発生し、前述したようにX-Mn合金の元素Xの組成比の組成比がat%で、47~57の範囲内であると、400(Oe:エルステッド)以上の交換異方性磁界を得ることが可能である。またX-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、50~56の範囲内であると、600(Oe)以上の交換異方性磁界を得ることが可能である。

【0073】このように本発明では、反強磁性層4としてX-Mn合金を使用した場合、元素Xの組成比を上述した範囲内で形成することにより、熱処理前における前記反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態に保つことが可能である。また本発明では、X-Mn合金に、第3元素として元素X'を添加することにより、反強磁性層4の格子定数を大きくでき、熱処理前における反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整

合状態にすることが可能である。

【0074】X-Mn合金に元素X'を加えたX-Mn-X'合金は、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体であり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体である。ここで固溶体とは、広い組成範囲にわたって、均一に成分が混ざり合った固体のことを指している。なお本発明では元素XはPtであることが好ましい。

【0075】ところで本発明では前記X-Mn-X'合金をスパッタ法により成膜している。スパッタによって、前記X-Mn-X'合金は非平衡状態で成膜され、成膜されたX-Mn-X'合金は、膜中の元素X'が、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に侵入し、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換される。このように、前記元素X'が、X-Mn合金の格子に侵入型であるいは置換型で固溶することにより、格子は押し広げられ、反強磁性層4の格子定数は、元素X'を添加しない場合に比べ大きくなる。

【0076】また本発明では、元素X'として様々な元素を使用することが可能であるが、反応性の高いハロゲンやO(酸素)等を使用すると、これらがMnとのみ選択的に化学結合してしまい、面心立方晶の結晶構造を保てなくなると考えられ好ましくない。本発明における具体的な元素X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素(Sc, Yとランタノイド(La, Ce, Pr, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu))のうち1種または2種以上の元素である。

【0077】上記に示した様々な元素X'のいずれを使用しても、スパッタによって、反強磁性層4の格子定数を大きくできるが、特に置換型で固溶する元素X'を使用する場合は、前記元素X'の組成比が大きくなりすぎると、反強磁性としての特性が低下し、固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界が小さくなってしまふ。

【0078】特に本発明では、侵入型で固溶し、不活性ガスの希ガス元素(Ne, Ar, Kr, Xeのうち1種または2種以上)を元素X'として使用することが好ましいとしている。希ガス元素は不活性ガスなので、希ガス元素が、膜中に含有されても、反強磁性特性に大きく影響を与えることがなく、さらに、Arなどは、スパッタガスとして従来からスパッタ装置内に導入されるガスであり、ガス圧やスパッタ粒子のエネルギーを適正に調節するのみで、容易に、膜中にArを侵入させることができる。

【0079】なお、元素X'にガス系の元素を使用した

場合には、膜中に多量の元素X'を含有することは困難であるが、希ガスの場合においては、膜中に微量侵入させるだけで、熱処理によって発生する交換結合磁界を、飛躍的に大きくできることが実験により確認されている。

【0080】なお本発明では、元素X'の組成比の範囲を設定しており、好ましい前記元素X'の組成範囲は、at%で0.2から10であり、より好ましくは、at%で、0.5から5である。またこのとき、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。元素X'の組成比と、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnを、上記範囲内で調整すれば、成膜段階(熱処理前)における反強磁性層4の格子定数を大きくでき、しかも熱処理を施すことにより反強磁性層4と固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界を、元素X'を含有しない場合に比べ、大きくすることが可能である。

【0081】さらに本発明では、X-Mn-X'合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素であり、X'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)で形成された反強磁性層4が、図1に示すように、固定磁性層3の上に形成される場合、前記X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、47~57の範囲内であることが好ましく、より好ましくは、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、50~56の範囲内である。

【0082】熱処理を施すことによって反強磁性層4と固定磁性層3との界面で発生する交換結合磁界により、前記固定磁性層3の磁化は、図1に示すY方向に単磁区化され固定される。なお、反強磁性層4として使用されるX-Mn-X'合金の元素X'が例えばガス系の元素である場合には、熱処理を施すことにより、前記元素X'が膜中から抜け出て、成膜された段階での元素X'の組成比よりも、熱処理後の元素X'の組成比は小さくなり、あるいは完全に前記X'が膜中から抜け出してしまつて、組成がX-Mnになってしまうことがあるが、成膜段階(熱処理前)における固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造が非整合状態となっていれば、熱処理を施すことにより、前記反強磁性層4の結晶構造は、不規則格子(面心立方格子)から規則格子に適性に変態し、大きい交換異方性磁界を得ることが可能である。またフリー磁性層1は、その両側に形成されているハードバイアス層5、5により、図示X方向に揃えられる。

【0083】図1に示すシングルスピンバルブ型薄膜素子では、導電層8からフリー磁性層1、非磁性導電層2

および固定磁性層3に定常電流（センス電流）が与えられ、しかも記録媒体からY方向へ磁界が与えられると、フリー磁性層1の磁化方向がX方向からY方向へ向けて変化する。このとき、伝導電子が、非磁性導電層2と固定磁性層3との界面、または非磁性導電層2とフリー磁性層1との界面で散乱を起こし、電気抵抗が変化する。よって電圧が変化し、検出出力を得ることができる。

【0084】図2は、本発明の第2実施形態のシングルスピンプル型薄膜素子の構造を示す断面図である。図2に示すように、下から下地層6、反強磁性層4、固定磁性層3、非磁性導電層2、およびフリー磁性層1が連続して積層されている。なお、図2に示す反強磁性層4は、図1に示す反強磁性層4と同じ様に、X-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）、好ましくはPtMn合金、またはX-Mn-X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成されている。なお、固定磁性層3、非磁性導電層2、およびフリー磁性層1は、図1で説明した材質で形成されている。

【0085】この実施例においても、固定磁性層3と反強磁性層4との界面構造は、非整合状態となっており、また界面における前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造は、L1₀型の面心正方格子（以下、規則格子という）となっている。

【0086】またTaの下地層6の上に形成された前記反強磁性層4の{111}面は、界面に平行な方向に優先配向するが、図2に示すように、前記反強磁性層4の上に固定磁性層3が形成されると、前記固定磁性層3の{111}面の界面方向に対する配向度は、前記反強磁性層4の配向度よりも小さいか、あるいは無配向になり易い傾向がある。このように、図2では界面における前記反強磁性層4と固定磁性層3との結晶配向は異なっており、従ってより界面構造を非整合状態とすることが可能となっている。

【0087】ところで、反強磁性層4がX-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）で形成され、図2に示すように、反強磁性層4が固定磁性層3の下に形成される場合、反強磁性層4を構成するX-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、44~57の範囲内であることが好ましい。この範囲内であれば、400（Oe）以上の交換異方性磁界を得ることが可能である。より好ましくはX-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、46~55の範囲内である。この範囲内であれば、600（Oe）以上の交換異方性磁界を得ることが

可能である。

【0088】このように上述した組成範囲内であると交換異方性磁界を大きくすることができるのは、熱処理前における反強磁性層4の格子定数（不規則格子）と、固定磁性層3の格子定数との差を大きくすることができ、熱処理前での界面構造を非整合状態とすることができるからである。従って熱処理を施すことにより、界面における前記反強磁性層4の少なくとも一部の結晶構造を、不規則格子から交換異方性磁界を発揮するために必要な規則格子に変態させることが可能となる。

【0089】また前記反強磁性層4が、X-Mn-X'合金（ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である）で形成される場合、前記X-Mn-X'合金は、スパッタ法によって形成され、元素XとMnとで構成される空間格子の隙間に元素X'が侵入した侵入型固溶体となり、あるいは、元素XとMnとで構成される結晶格子の格子点の一部が、元素X'に置換された置換型固溶体となっている。

【0090】元素X'を膜中に含有する反強磁性層4の格子定数は、前記元素X'を含有しない反強磁性層4の格子定数に比べて大きくなり、成膜段階（熱処理前）における反強磁性層4と固定磁性層3との界面構造を非整合状態に保つことができる。

【0091】なお本発明では、膜中に占める元素X'の組成比を、at%で、0.2~10の範囲内とし、より好ましい組成範囲をat%で、0.5~5の範囲内としている。また元素X'を前記組成範囲内で形成し、さらに、元素XとMnとの組成比の割合X:Mnを、4:6~6:4の範囲内とすれば、より大きい交換結合磁界を得ることが可能である。

【0092】また本発明では、図2に示すように、X-Mn-X'合金で形成された反強磁性層4が固定磁性層3の下側に形成される場合、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比は、at%で、44~57の範囲内であることが好ましい。より好ましくはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、46~55の範囲内である。

【0093】なお、図2に示す固定磁性層3の磁化は、反強磁性層4との界面にて発生する交換異方性磁界により、図示Y方向に単磁区化され固定されている。

【0094】図2に示すように、フリー磁性層1の上には、トラック幅Twの間隔を空けてエクステンジバィアス層9（反強磁性層）が形成されている。なおこのエクステンジバィアス層9は、X-Mn合金（ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である）、好ましくはPt

Mn合金、またはX-Mn-X'合金(ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)で形成されている。

【0095】X-Mn合金の元素Xの組成比はa t %で、47~57の範囲内となっている。より好ましくはX-Mn合金の元素Xの組成比はa t %で、50~56の範囲内である。なおこの組成範囲は、図1で説明した反強磁性層4の組成範囲と同じである。またX-Mn-X'合金の場合、元素X'の組成比はa t %で、0.2~10の範囲内であり、より好ましい組成範囲はa t %で、0.5~5の範囲内である。また元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。さらに、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、47~57の範囲内となっていることが好ましく、より好ましくはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、50~56の範囲内である。

【0096】上述した組成範囲内であると、フリー磁性層1とエキスチェンジバイアス層9との界面構造は非整合状態となり、少なくとも界面にて400(Oe)以上の交換異方性磁界を得ることができるが、図2に示すように、前記エキスチェンジバイアス層9、9は、トラック幅Tw部分には形成されていないので、フリー磁性層1の両端部分が、強く交換異方性磁界の影響を受け図示X方向に単磁区化され、フリー磁性層1のトラック幅Tw領域の磁化は、外部磁界に対して反応する程度に図示X方向に適性に揃えられている。

【0097】このようにして形成されたシングルスピンバルブ型薄膜素子では、図示Y方向の外部磁界により、フリー磁性層1のトラック幅Tw領域の磁化が図示X方向から図示Y方向に変化する。このフリー磁性層1内での磁化の方向の変動と、固定磁性層3の固定磁化方向(図示Y方向)との関係で電気抵抗が変化し、この電気抵抗値の変化に基づく電圧変化により、記録媒体からの洩れ磁界が検出される。

【0098】図3は、本発明の第3実施形態のデュアルスピンバルブ型薄膜素子の構造を示す断面図である。図に示す示すように、下から下地層6、反強磁性層4、固定磁性層3、非磁性導電層2、およびフリー磁性層1が連続して積層されている。さらに前記フリー磁性層1の上には、非磁性導電層2、固定磁性層3、反強磁性層4、および保護層7が連続して積層されている。また、下地層6から保護層7までの多層膜の両側にはハードバイアス層5、5、導電層8、8が積層されている。なお、各層は図1および図2で説明した材質と同じ材質で形成されている。

【0099】図3に示すように、フリー磁性層1よりも下側に形成されている反強磁性層4は、固定磁性層3の下に形成されているので、図2に示す反強磁性層4と同じ様に、前記反強磁性層4を構成するX-Mn合金の元素Xの組成比はa t %で、44~57の範囲内であることが好ましく、より好ましくはX-Mn合金の元素Xの組成比はa t %で、46~55の範囲内である。

【0100】また、フリー磁性層1よりも上側に形成されている反強磁性層4は、固定磁性層3の上に形成されているので、図1に示す反強磁性層4と同じ様に、前記反強磁性層4を構成するX-Mn合金の元素Xの組成比はa t %で、47~57の範囲内であることが好ましく、より好ましくはX-Mn合金の元素Xの組成比はa t %で、50~56の範囲内である。

【0101】この組成範囲内であれば、熱処理前における固定磁性層3の格子定数と反強磁性層4の格子定数との差を大きくすることができるので、熱処理前における界面構造を非整合状態にすることができ、従って熱処理を施すことにより、界面での前記反強磁性層4の一部の結晶構造を不規則格子から交換異方性磁界を発揮するのに必要な規則格子に変態させることが可能である。なお前記反強磁性層4がPt-Mn合金で形成される場合、熱処理後における前記反強磁性層4の格子定数a, cの比c/aは、0.93~0.99の範囲内であることが好ましい。また、反強磁性層4と固定磁性層3との結晶配向も異なっているので、より界面構造を非整合状態にすることが可能となっている。

【0102】上述した組成範囲内であれば、少なくとも400(Oe)以上の交換異方性磁界を得ることが可能であるが、反強磁性層4を固定磁性層3の下に形成する方が、固定磁性層3の上に形成するよりも、X-Mn合金の元素Xの組成比の範囲を若干広くすることが可能である。

【0103】また反強磁性層4がX-Mn-X'合金で形成される場合は、元素X'の組成比は、a t %で、0.2~10の範囲内であり、より好ましい組成範囲はa t %で、0.5~5の範囲内である。また元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6~6:4の範囲内であることが好ましい。

【0104】さらにフリー磁性層1よりも下側に形成されている反強磁性層4の場合、前記反強磁性層4を構成するX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、44~57の範囲内であることが好ましく、より好ましくはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、46~55の範囲内である。

【0105】また、フリー磁性層1よりも上側に形成されている反強磁性層4の場合、前記反強磁性層4を構成するX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t %で、47~57の範囲内であることが好ましく、より好ましくはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はa t

%で、50～56の範囲内である。

【0106】上記組成範囲内であれば、熱処理前における固定磁性層3の格子定数と反強磁性層4の格子定数との差を大きくすることができ、熱処理前における界面構造を非整合状態にすることができ、従って熱処理を施すことにより、界面での前記反強磁性層4の一部の結晶構造を不規則格子から交換異方性磁界を発揮するのに必要な規則格子に変態させることが可能である。

【0107】なおこのデュアルスピバルブ型薄膜素子も図1に示すシングルスピンバルブ型薄膜素子と同じように、固定磁性層3は、交換異方性磁界により、図示Y方向に単磁区化され固定されており、フリー磁性層1の磁化は、ハードバイアス層5、5の影響を受けて図示X方向に揃えられている。

【0108】導電層8からフリー磁性層1、非磁性導電層2および固定磁性層3に定常電流が与えられ、しかも記録媒体からY方向へ磁界が与えられると、フリー磁性層1の磁化は図示X方向からY方向に変動し、このとき非磁性導電層2とフリー磁性層1との界面、および非磁性導電層2と固定磁性層3との界面でスピンの依存した伝導電子の散乱が起こることにより、電気抵抗が変化し、記録媒体からの漏れ磁界が検出される。

【0109】なお、図1および図2に示すシングルスピンバルブ型薄膜素子では、スピンの依存した電子の散乱を起こす場所が、非磁性導電層2とフリー磁性層1との界面、および非磁性導電層2と固定磁性層3との界面の2箇所であるのに対し、図3に示すデュアルスピバルブ型薄膜素子では、伝導電子の散乱が起こる場所が、非磁性導電層2とフリー磁性層1との2箇所の界面と、非磁性導電層2と固定磁性層3との2箇所の界面の計4箇所であるため、デュアルスピバルブ型薄膜素子の方がシングルスピンバルブ型薄膜素子に比べて大きい抵抗変化率を得ることが可能である。

【0110】図4は、本発明の第4実施形態のAMR型薄膜素子の構造を示す断面図である。図に示すように、下から軟磁性層(SAL層)10、非磁性層(SHUNT層)11、および磁気抵抗層(MR層)12が連続して積層されている。例えば前記軟磁性層10は、Fe-Ni-Nb合金、非磁性層11は、Ta膜、磁気抵抗層12は、NiFe合金により形成されている。

【0111】前記磁気抵抗層12の上には、トラック幅Twを開けたX方向両側の部分にエキスチェンジバイアス層(反強磁性層)9、9が形成され、さらに、前記エキスチェンジバイアス層9、9の上には、Cr膜などで形成された導電層13、13が形成されている。

【0112】図4に示すエキスチェンジバイアス層9、9は、図2に示すエキスチェンジバイアス層9、9と同様に、X-Mn合金、好ましくはPtMn合金で形成されており、X-Mn合金の元素Xの組成比はat%で、47～57の範囲内となっている。より好ましくはX-

Mn合金の元素Xの組成比はat%で、50～56の範囲内である。

【0113】また前記エキスチェンジバイアス層9、9は、X-Mn-X'合金(ただしX'は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である)で形成されており、元素X'の組成比は、at%で、0.2～10の範囲内であり、より好ましい組成範囲はat%で、0.5～5の範囲内である。また元素XとMnとの組成比の割合X:Mnは、4:6～6:4の範囲内であることが好ましい。また図4に示すエキスチェンジバイアス層9、9は、図2に示すエキスチェンジバイアス層9、9と同様に、X-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、47～57の範囲内となっている。より好ましくはX-Mn-X'合金のX+X'の組成比はat%で、50～56の範囲内である。

【0114】以上X-Mn合金あるいはX-Mn-X'合金の組成比を上述した範囲内で形成すれば、前記エキスチェンジバイアス層9、9と磁気抵抗層12との界面構造は非整合状態となり、熱処理を施すことにより、NiFe合金の磁気抵抗層12の膜厚が200～300オングストロームの場合は、前記界面にて約40～110(Oe)の交換異方性磁界が得られ、とりわけ、NiFe合金の磁気抵抗層の膜厚が、約200オングストロームの場合には、約60～110(Oe)の交換異方性磁界が得られ、図4に示す磁気抵抗層12のB領域が、図示X方向に単磁区化される。そしてこれに誘発されて前記磁気抵抗層12のA領域の磁化が図示X方向に揃えられる。また、検出電流が磁気抵抗層12を流れる際に発生する電流磁界が、軟磁性層10にY方向に印加され、軟磁性層10がもたらす静磁結合エネルギーにより、磁気抵抗層12のA領域に横バイアス磁界がY方向に与えられる。X方向に単磁区化された磁気抵抗層12のA領域にこの横バイアス層が与えられることにより、磁気抵抗層12のA領域の磁界変化に対する抵抗変化(磁気抵抗効果特性: H-R効果特性)が直線性を有する状態に設定される。記録媒体の移動方向はZ方向であり、図示Y方向に漏れ磁界が与えられると、磁気抵抗層12のA領域の抵抗値が変化し、これが電圧変化として検出される。

【0115】以上詳述したように、本発明では、反強磁性層4(あるいはエキスチェンジバイアス層9)をX-Mn合金(ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちいずれか1種または2種以上の元素である)、好ましくはPtMn合金で形成する際に、前記反強磁性層4の組成比を適性に調節することにより、前記反強磁性層4と、この反強磁性層4と接して形成される

固定磁性層 3 (あるいはフリー磁性層 1 または磁気抵抗層 1 2) との界面構造を非整合状態とすることができ、従ってより大きな交換異方性磁界を得られ、従来に比べて再生特性を高めることが可能である。あるいは、前記反強磁性層 4 (あるいはエキスチェンジバイアス層 9) を元素 X と Mn 以外に、第 3 元素として元素 X' (ただし X' は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au, Pb、及び希土類元素のうち 1 種または 2 種以上の元素である) を添加することにより、前記元素 X' を添加しない場合に比べ、反強磁性層 4 の格子定数を大きくすることができるので、前記反強磁性層 4 と、この反強磁性層 4 と接して形成される固定磁性層 3 (あるいはフリー磁性層 1 または磁気抵抗層 1 2) との界面構造を非整合状態とすることができ、従ってより大きな交換異方性磁界を得ることができ、従来に比べて再生特性を高めることが可能である。また反強磁性層 4 と固定磁性層 3 との結晶配向を異なるようにしておくことが、より界面構造を非整合状態にしやすくできる点で好ましい。

【0116】また界面構造を非整合状態としておくことで交換異方性磁界を得ることができるのは、熱処理を施すことにより、前記反強磁性層 4 の結晶構造を不規則格子から規則格子に変態させることができるからであるが、すべての結晶構造が規則格子に変態すると密着性などに問題が生じるため、一部の結晶構造のみが規則格子に変態していることが好ましい。例えば前記反強磁性層 4 が PtMn 合金で形成される場合、熱処理後における前記反強磁性層 4 の格子定数 a , c の比 c/a は、0.93~0.99 の範囲内であることが好ましい (ちなみにすべての結晶構造が規則格子に変体した場合、前記格子定数 a , c の比 c/a は 0.918 である)。

【0117】なお、本発明では、磁気抵抗効果素子層の構造を図 1~図 4 に示す構造に限定するものではない。例えば図 1 に示すシングルスピンバルブ型薄膜素子の場合、ハードバイアス層 5, 5 を形成しないで、フリー磁性層 1 の下側にトラック幅 T_w の間隔を空けてエキスチェンジバイアス層を形成してもよいし、図 2 に示すシングルスピンバルブ型薄膜素子の場合、エキスチェンジバイアス層 9, 9 を形成しないで、下地層 6 から保護層 7 までの 6 層の両側、あるいは少なくともフリー磁性層 1 の両側にハードバイアス層を形成してもよい。

【0118】図 5 は、図 1 から図 4 に示す磁気抵抗効果素子層が形成された読み取りヘッドの構造を記録媒体との対向面側から見た断面図である。符号 20 は、例えば NiFe 合金などで形成された下部シールド層であり、この下部シールド層 20 の上に下部ギャップ層 21 が形成されている。また下部ギャップ層 21 の上には、図 1 から図 4 に示す磁気抵抗効果素子層 22 が形成されてお

り、さらに前記磁気抵抗効果素子層 22 の上には、上部ギャップ層 23 が形成され、前記上部ギャップ層 23 の上には、NiFe 合金などで形成された上部シールド層 24 が形成されている。

【0119】前記下部ギャップ層 21 及び上部ギャップ層 23 は、例えば SiO₂ や Al₂O₃ (アルミナ) などの絶縁材料によって形成されている。図 5 に示すように、下部ギャップ層 21 から上部ギャップ層 23 までの長さがギャップ長 G_1 であり、このギャップ長 G_1 が小さいほど高記録密度化に対応できるものとなっている。

【0120】

【実施例】本発明では、まず下記に示す膜構成から成る多層膜を成膜し、反強磁性層を構成する一元素の Pt 量と、前記反強磁性層の格子定数との関係について調べた。膜構成としては、下から Si 基板/アルミナ/下地層: Ta (100)/固定磁性層: NiFe (300)/反強磁性層: PtMn (300)/Ta (100) の順で積層した。なお上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。実験は熱処理を施さない段階で、X 線回折の $\theta/2\theta$ 法により、Pt 量と反強磁性層の格子定数との関係を、回折パターンのピーク位置から求めた。

【0121】図 6 に示すように、Pt 量が増加するにつれて、反強磁性層 (PtMn) の格子定数が大きくなっていることがわかる。また固定磁性層を構成する NiFe 合金、CoFe 合金、または Co の格子定数は、図に示すように、約 3.5~3.6 の範囲である。

【0122】次に、反強磁性層を固定磁性層の下、あるいは上に形成した 2 つの多層膜を、DC マグネトロンスパッタ法により成膜し、熱処理を施した後における Pt 量 (反強磁性層を構成する一元素) と交換異方性磁界との関係について調べた。その実験結果を図 7 に示す。

【0123】反強磁性層が、固定磁性層の下に形成されている膜構成としては、下から Si 基板/アルミナ/下地層: Ta (50)/反強磁性層: PtMn (300)/固定磁性層: Co₉₀Fe₁₀ (30)/保護層: Ta (100) の順で積層し、前記反強磁性層が、固定磁性層の上に形成されている膜構成としては下から、Si 基板/アルミナ/Ta (50)/固定磁性層: Co₉₀Fe₁₀ (30)/反強磁性層 (300)/保護層: Ta (100) の順で積層した。なお、上記括弧中の数値は膜厚を表わしており、単位はオングストロームである。

【0124】また熱処理工程における条件としては、まず昇温に 3 時間をかけ、次に 240 度の温度状態を 3 時間保持し、さらに、降温に 3 時間をかけた。なお、熱処理真空度を 5×10^{-6} Torr 以下とした。

【0125】図 7 に示すように、反強磁性層 (PtMn 合金) が、固定磁性層の下側にある場合、および上側にある場合共に、Pt 量が約 50 at% まで大きくなるにしたがって、交換異方性磁界は高くなっていき、Pt 量

が約50at%以上になると、交換異方性磁界は徐々に小さくなっているのがわかる。

【0126】400(Oe)以上の交換異方性磁界を得るには、反強磁性層(PtMn)を固定磁性層の下側に形成した場合、Pt量を44~57at%の範囲内で、反強磁性層(PtMn)を固定磁性層の上側に形成した場合、Pt量を47~57at%の範囲内で適性に調節すればよいことがわかる。

【0127】また600(Oe)以上の交換異方性磁界を得るには、反強磁性層(PtMn)を固定磁性層の下側に形成した場合、Pt量を46~55at%の範囲内

で、反強磁性層(PtMn)を固定磁性層の上側に形成した場合、Pt量を50~56at%の範囲内で適性に調節すればよいことがわかる。

【0128】以上の実験結果から、反強磁性層(PtMn)の組成比を適性に調節した実施例として4種類の多層膜を成膜し、比較例として1種類の多層膜を成膜し、各膜の配向性や、交換異方性磁界等について調べた。その実験結果を表1に示す。

【0129】

10 【表1】

表 1

	膜構成	PtMn 組成 (at%)	PtMn/Co-Fe 界面での 格子整合	PtMn の (111)配向	強磁性層/Cu/ 強磁性層部分の (111)配向	240℃熱処理 後のPtMn の 規則化度	交換結合磁界, H _{ex} (Oe)	抵抗変化率 (%)
①	基板/アルミナ/Ta(30Å)/ PtMn(300Å)/Co-Fe(30Å)/ Cu(22Å)/Co-Fe(10Å)/ Ni-Fe(70Å)/Ta(50Å)	Pt ₄₈ Mn ₅₁	なし	中	弱	○	770	6.7
②	基板/アルミナ/PtMn(300Å)/ Co(30Å)/Cu(24Å)/Ni-Fe(80Å) Ta(50Å)	Pt ₄₈ Mn ₅₀	なし	弱	弱	○	730	4.5
③	基板/アルミナ/Ta(50Å)/ Ni-Fe(70Å)/Co-Fe(10Å)/ Cu(28Å)/Co-Fe(30Å)/ PtMn(300Å)/Ta(50Å)	Pt ₄₈ Mn ₄₈	なし	弱	強	○	620	5.7
④	基板/アルミナ/Ta(30Å)/ PtMn(200Å)/Co-Fe(30Å)/ Cu(22Å)/Co-Fe(10Å)/ Ni-Fe(60Å)/Co-Fe(10Å)/ Cu(22Å)/Co-Fe(30Å)/ PtMn(200Å)/Ta(50Å)	Pt ₄₈ Mn ₅₁	なし	中	弱	○	610	9.3
⑤	③と同一	Pt ₄₈ Mn ₅₀	有り	強	強	×	40	0.2
実施例								
比較例								

実施例 ①～③までの多層膜は、シングルスピンバルブ型薄膜素子であり、実施例 ④の多層膜はデュアルスピンバルブ型薄膜素子である。また比較例 ⑤の多層膜は、実施例 ③の多層膜と同じ膜構成で、反強磁性層 (PtMn) の組成比のみが異なっている。

【0130】また実施例 ①の多層膜には、Cu (非磁性導電層) の上に、Co-Fe と Ni-Fe が積層されているが、この2層でフリー磁性層が構成されている。同じ様に実施例 ③の多層膜には、Cu (非磁性導電層) の下に、Ni-Fe と Co-Fe が積層されているが、こ

の2層でフリー磁性層が構成されている。また実施例 ④
 の多層膜には、2つのCu（非磁性導電層）の間に、Co-Fe、Ni-Fe、およびCo-Feが積層されて
 いるが、この3層でフリー磁性層が構成されている。

【0131】表1に示すように、実施例 ①～④までの多
 層膜では、PtMn（反強磁性層）とCoFe（固定磁
 性層）との界面での格子整合は「なし」となっているの
 に対し、比較例 ⑤の多層膜では、界面での格子整合は
 「有り」となっている。また「240℃熱処理後のPt
 Mnの規則化度」の欄を見ると、実施例 ①～④の多層膜
 では「○」となっているのに対し、比較例 ⑤の多層膜で
 は「×」となっている。

【0132】さらに、「交換異方性磁界」および「抵抗
 変化率」の欄を見ると、実施例 ①～④までの多層膜で
 は、大きい交換異方性磁界と抵抗変化率を有しているの
 に対し、比較例 ⑤の多層膜の交換異方性磁界および抵抗
 変化率は、実施例 ①～④の多層膜に比べて非常に小さく
 なっていることがわかる。

【0133】以上の実験結果は、PtMn合金の組成比
 に関係している。表1に示すように、比較例 ⑤における
 PtMnのPt量は44at%であるのに対し、実施例
 ①～④までのPtMnのPt量は、49～51at%と
 なっている。

【0134】このため、図6（熱処理前）を参照する
 と、比較例 ⑤のPtMnの格子定数は、実施例 ①～④ま
 でのPtMnの格子定数よりも小さくなっており、比較
 例 ⑤の方が実施例 ①～④に比べて、PtMn（反強磁性
 層）の格子定数と、Co-Fe（固定磁性層）の格子定
 数との差が小さくなっていることがわかる。

【0135】つまり、熱処理前の段階において、比較例
 ⑤の多層膜では、PtMnとCoFeとの界面構造が整
 合状態になりやすく、一方、実施例 ①～④までの多層膜
 では、PtMnとCoFeとの界面構造が非整合状態に
 なりやすくなっている。

【0136】熱処理前では、実施例 ①～④および比較例
 ⑤のPtMnの結晶構造は、不規則格子（面心立方格
 子）となっているが、界面構造が整合状態となっている
 比較例 ⑤では熱処理を施しても、PtMnの結晶構造は
 不規則格子から規則格子に変態できず、規則化は一向に
 進まない状態となっている。

【0137】これに対し、界面構造が非整合状態となっ
 ている実施例 ①～④の多層膜では、熱処理を施すこと
 により、PtMnの結晶構造が不規則格子から一部が規則
 格子（L1₀型の面心正方格子）に変態し、規則化が充
 分に進行したものとなっている。

【0138】図8は、熱処理後における実施例 ③のPt
 MnとCoFeとの界面構造を示す高分解能TEM写真
 である。図8に示すように、PtMnとCoFeとの界
 面では、PtMnの原子の並び方向とCoFeの原子の
 並び方向とが一致しておらず、非整合状態となっている

ことがわかる。

【0139】一方、図9は、熱処理後における比較例 ⑤
 のPtMnとCoFeとの界面構造を示す高分解能TEM
 写真である。図9に示すように、PtMnとCoFe
 との界面では、PtMnの原子の並び方向とCoFeの
 原子の並び方向とが一致しており、整合状態となってい
 ることがわかる。

【0140】また図10は、実施例 ③の多層膜における
 PtMnの規則化度を、図11は比較例 ⑤の多層膜にお
 けるPtMnの規則化度を測定した熱処理後の実験結果
 である。実験は、PtMnにおける2つの等価な{11
 1}面のなす角度を測定し、そのなす角度から規則化度
 を求めた。なお横軸は、PtMnとCoFeとの界面か
 らPtMn側への距離を示している。

【0141】図10に示すように、{111}面のなす
 角度の測定値は、約65°から約72°の範囲内に散ら
 ばっており、PtMnの結晶構造は、熱処理前の不規則
 格子の一部が変化して、規則格子となっていることがわ
 かる。

【0142】これに対し、図11では、{111}面の
 なす角度の測定値が、約70°～約71°の範囲内に収まっ
 ており、PtMnの結晶構造は、熱処理を施しても、熱
 処理前の不規則格子の状態を保ったままとなっているこ
 とがわかる。

【0143】以上のように、実施例 ①～④の多層膜で
 は、PtMnのPt量を49～51at%とすること
 で、界面構造を非整合状態とすることができ、従って規
 則化を適性に進行させることができるので、図7を見て
 もわかるように、PtMnとCoFeとの界面で発生す
 る交換異方性磁界は非常に大きい値を有している。

【0144】一方、比較例 ⑤の多層膜では、PtMnの
 Pt量が44at%と低いので、界面構造は整合状態と
 なり、従って規則化が適性に進まず、図7を見てわか
 るように、PtMnとCoFeとの界面で発生する交換
 異方性磁界は非常に小さい値となってしまう。またPt
 MnとCoFeとの界面構造を非整合状態とするには、
 PtMnの結晶配向と、CoFeの結晶配向とを異なる
 ようにしておくことが好ましい。

【0145】なお、表1に示す{111}面の配向度の
 「強」「中」「弱」は、膜面方向に対する優先配向度を
 表わしている。表1に示すように、比較例 ⑤のPtMn
 の{111}面の配向度、およびCoFe（固定磁性
 層）の{111}面の配向度は共に「強」となってい
 る。

【0146】これは、実施例 ③の膜構成を参照すると、
 Taの上に形成されたNiFe、CoFe（フリー磁性
 層）、Cu（非磁性導電層）およびCoFe（固定磁性
 層）は、下地層としてのTaの影響を強く受けて、{1
 11}面の配向度は強くなり、図6を参照してわかるよ
 うに熱処理前におけるCoFe（固定磁性層）の格子定

数とPtMn（反強磁性層）の格子定数との差が小さいために、PtMnの{111}面は、CoFeの{111}面の配向度の影響を強く受けて、膜面方向に優先配向してしまう。

【0147】これに対し、実施例③ではTaの上に形成されたNiFe、CoFe（フリー磁性層）、Cu（非磁性導電層）およびCoFe（固定磁性層）は、下地層としてのTaの影響を強く受けて、{111}面の配向度は強くなるものの、図6を参照してわかるように熱処理前におけるCoFe（固定磁性層）の格子定数とPtMn（反強磁性層）の格子定数との差は大きいために、PtMnの{111}面は、CoFeの結晶配向の影響をあまり受けず、膜面方向における配向度は弱くなっている。

【0148】またPtMnの上にCoFe（固定磁性層）が積層されている実施例①②の場合では、CoFeがPtMnの上に形成されると、CoFeの{111}面の配向度は弱くなり、従ってPtMnとCoFeとの結晶配向は、自動的に異なる方向に向けられる。

【0149】次に本発明では、反強磁性層をPt-Mn-X'（X' = Ar）合金で形成し、元素X'量と、Pt-Mn-X'合金の格子定数との関係について調べた。実験に使用した膜構成は下から、Si基板/アルミナ/Ta（50）/Co₉₀Fe₁₀（30）/Pt-Mn-X'（300）/Ta（100）である。なお括弧内の数値は膜厚を表しており、単位はオングストロームである。

【0150】反強磁性層の成膜は、スパッタ装置内に、PtとMnとの割合が6：4、5：5、及び4：6となる3種類のターゲットを用意し、各ターゲットを用いて、元素X'となるArの導入ガス圧を変化させながら、DCマグネトロンスパッタ及びイオンビームスパッタによって、Pt-Mn-X'（X' = Ar）合金膜を形成した。そして、Pt-Mn-X'（X' = Ar）合金膜中に占めるX'（X' = Ar）量と、Pt-Mn-X'（X' = Ar）の格子定数との関係について測定した。その実験結果を図12に示す。

【0151】図12に示すように、PtとMnとの組成比の割合が、6：4、5：5、及び4：6のいずれかの場合においても、元素X'（X' = Ar）量が大きくなることにより、Pt-Mn-X'（X' = Ar）の格子定数は大きくなることわかる。なお固定磁性層を構成するNiFe合金、CoFe合金、またはCoの格子定数は、図12に示すように、約3.5～3.6の範囲である。またこの実験では、元素X'（X' = Ar）量を4at%程度までとし、それ以上大きい含有量の場合について実験を試みていないが、これは、元素X'となるArはガス元素であるために、ガス圧を上げて、膜中にArを含有しにくいことによるものである。

【0152】次に、上述の実験に使用したPt-Mn-

X'（X' = Ar）合金膜に対し、以下に記載する熱処理工程を施した。熱処理工程における条件としては、まず昇温に3時間をかけ、次に240度の温度状態を3時間保持し、さらに、降温に3時間をかけた。なお、熱処理真空度を 5×10^{-6} Torr以下とした。

【0153】図13は、Pt-Mn-X'（X' = Ar）合金膜の元素X'（X' = Ar）量と、前記熱処理によって、反強磁性層と固定磁性層との界面に発生した交換結合磁界の大きさとの関係を示すグラフである。図13に示すように、元素X'（X' = Ar）量が大きくなると、交換結合磁界は大きくなっていることがわかる。すなわち、元素X'（X' = Ar）をPtMnに添加すれば、元素X'（X' = Ar）を添加しない場合に比べて大きい交換結合磁界を得ることが可能である。

【0154】次に本発明では、別の元素X'を用いて、反強磁性層をPt-Mn-X'（X' = Mo）合金で形成し、元素X'（X' = Mo）量と、Pt-Mn-X'（X' = Mo）合金膜の格子定数との関係について調べた。実験に使用した膜構成は下から、Si基板/アルミナ/Ta（50）/Co₉₀Fe₁₀（30）/Pt-Mn-X'（300）/Ta（100）である。なお括弧内の数値は膜厚を表しており、単位はオングストロームである。

【0155】反強磁性層の成膜には、PtMnのターゲットに元素X'（X' = Mo）のチップを貼り合わせた複合型ターゲットを用意し、ターゲットに占めるチップの面積比を変化させながら、膜中に占める元素X'（X' = Mo）量を変化させて、前記元素X'（X' = Mo）量とPt-Mn-X'（X' = Mo）合金の格子定数との関係について測定した。その実験結果を図14に示す。

【0156】図14に示すように、PtとMnとの組成比の割合が6：4、1：1、4：6のいずれかの場合においても、膜中に占める元素X'（X' = Mo）の濃度が大きくなるほど、Pt-Mn-X'（X' = Mo）の格子定数は大きくなることわかる。なお固定磁性層を構成するNiFe合金、CoFe合金、またはCoの格子定数は、図14に示すように、約3.5～3.6の範囲である。

【0157】次に、上記実験で使用したPt-Mn-X'（X' = Mo）合金膜に対し、以下に記載する熱処理工程を施した。熱処理工程における条件としては、まず昇温に3時間をかけ、次に240度の温度状態を3時間保持し、さらに、降温に3時間をかけた。なお、熱処理真空度を 5×10^{-6} Torr以下とした。

【0158】図15は、Pt-Mn-X'（X' = Mo）合金膜の元素X'（X' = Mo）の濃度と、前記熱処理によって、反強磁性層と固定磁性層との界面に発生した交換結合磁界の大きさとの関係を示すグラフである。図15に示すように、PtとMnとの組成比の割合

が、6:4、1:1、4:6のいずれの場合であっても、膜中の元素X' (X' = Mo) 量が約3 at %以上になれば、交換結合磁界は徐々に低下していくことがわかる。特に、膜中の元素X' (X' = Mo) 量が約10 at %以上になると、PtとMnとの組成比の割合が1:1の場合であっても、交換結合磁界は非常に小さくなってしまい好ましくない。

【0159】ところで、元素X' (X' = Mo) の適性な含有量であるが、少なくとも、前記元素X' (X' = Mo) を含有しない場合、すなわち、元素X' (X' = Mo) 量が0 at %のときよりも、交換結合磁界が大きくなるのが好ましい。Pt:Mnの組成比の割合が、6:4の場合は、元素X' (X' = Mo) 量が、約1 at %以下であれば、元素X' (X' = Mo) 量が0 at %のときよりも、交換結合磁界が大きくなる。また、Pt:Mnの組成比の割合が、1:1の場合は、元素X' (X' = Mo) 量が、約7 at %以下であれば、元素X' (X' = Mo) 量が0 at %のときよりも、交換結合磁界が大きくなる。さらに、Pt:Mnの組成比の割合が、4:6の場合は、元素X' (X' = Mo) 量が、約10 at %以下であれば、元素X' (X' = Mo) 量が0 at %のときよりも、交換結合磁界が大きくなる。

【0160】次に、元素X' (X' = Mo) の適性な含有量の下限であるが、Pt:Mnの組成比の割合が、6:4の場合、元素X' (X' = Mo) 量が、約0.5 at %になると、交換結合磁界が最も大きくなるので、そこで本発明では、元素X' (X' = Mo) 量が、0.5 at %よりも小さい0.2 at %を下限として設定した。

【0161】以上の実験結果から本発明では、元素X' の組成比の好ましい範囲をat %で0.2から10とした。またより好ましい範囲をat %で0.5から5とした。なお上記の元素X' の好ましい組成範囲は、Pt (=元素X) とMnとを4:6から6:4の範囲内に設定した場合である。

【0162】

【発明の効果】以上詳述した本発明によれば、反強磁性層と強磁性層とから成る交換結合膜において、前記反強磁性層をX-Mn (ただしXは、Pt, Pd, Ir, Rh, Ru, Osのうちのいずれか1種または2種以上の元素である) で形成する場合、前記反強磁性層の組成比を適性に調節して、前記反強磁性層と強磁性層 (例えばNiFe合金) との界面構造を非整合状態としているので、より大きい交換異方性磁界を得ることが可能となっている。

【0163】あるいは本発明では、元素X' (ただしX' は、Ne, Ar, Kr, Xe, Be, B, C, N, Mg, Al, Si, P, Ti, V, Cr, Fe, Co, Ni, Cu, Zn, Ga, Ge, Zr, Nb, Mo, Ag, Cd, Ir, Sn, Hf, Ta, W, Re, Au,

Pb、及び希土類元素のうち1種または2種以上の元素である) を、X-Mn合金膜中に、侵入型、あるいは置換型で固溶させることにより、前記反強磁性層と強磁性層 (例えばNiFe合金) との界面構造を非整合状態にでき、より大きい交換異方性磁界を得ることが可能となっている。

【0164】また、熱処理を施した段階において、前記反強磁性層の少なくとも一部の結晶構造が、L1₀型の面心正方格子 (規則格子) となっており、しかも前記反強磁性層の格子定数a, cの比c/aが、0.93~0.99の範囲内であることが、より大きい交換異方性磁界を得ることができる点で好ましい。さらに、界面における前記反強磁性層と強磁性層との結晶配向が異なっていることが、界面構造を非整合状態にしやすい点で好ましい。

【0165】以上のように、界面構造が非整合状態となっている交換結合膜を磁気抵抗効果素子に適用することにより、前記磁気抵抗効果素子層の抵抗変化率を高めることができ、再生特性を向上させることが可能となっている。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の第1実施形態のシングルスピンバルブ型薄膜素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図2】本発明の第2実施形態のシングルスピンバルブ型薄膜素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図3】本発明の第3実施形態のデュアルスピンバルブ型薄膜素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図4】本発明の第4実施形態のAMR型薄膜素子の構造をABS面側から見た断面図、

【図5】本発明における薄膜磁気ヘッドを記録媒体との対向面側から見た断面図、

【図6】反強磁性層をPtMnで形成した場合における、熱処理前でのPt量と前記反強磁性層の格子定数との関係を示すグラフ、

【図7】反強磁性層をPtMnで形成した場合におけるPt量と交換異方性磁界との関係を示すグラフ、

【図8】表1に示す実施例③の多層膜の高分解能TEM写真、

【図9】表1に示す比較例⑤の多層膜の高分解能TEM写真、

【図10】表1に示す実施例③の多層膜におけるPtMn (反強磁性層) の規則化度を示すグラフ、

【図11】表1に示す実施例⑤の多層膜におけるPtMn (反強磁性層) の規則化度を示すグラフ、

【図12】反強磁性層をPt-Mn-X' (X' = Ar) で形成した場合における元素X' (X' = Ar) 量と前記反強磁性層の格子定数との関係を示すグラフ、

【図13】反強磁性層をPt-Mn-X' (X' = Ar) で形成した場合における元素X' (X' = Ar) 量と交換結合磁界との関係を示すグラフ、

【図 1 4】反強磁性層を $Pt-Mn-X'$ ($X' = Mo$) で形成した場合における元素 X' ($X' = Mo$) 量と前記反強磁性層の格子定数との関係を示すグラフ、

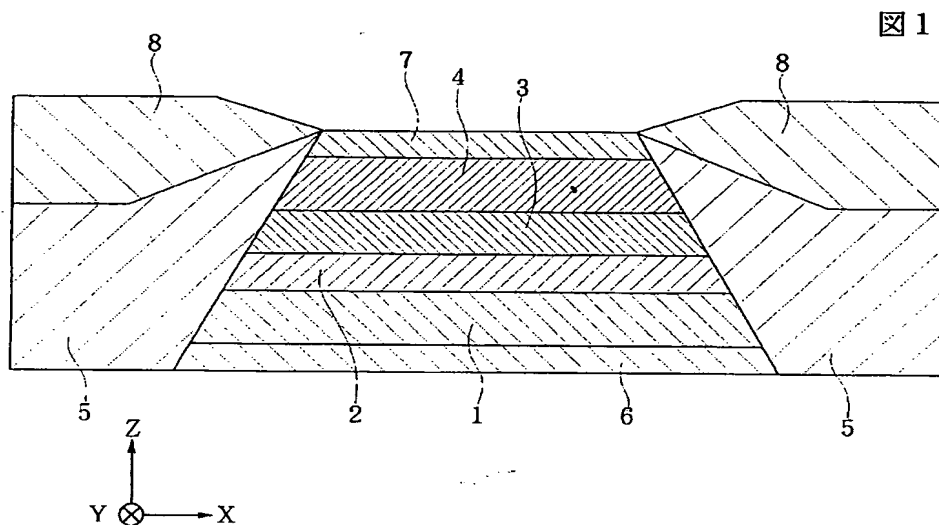
【図 1 5】反強磁性層を $Pt-Mn-X'$ ($X' = Mo$) で形成した場合における元素 X' ($X' = Mo$) 量と交換結合磁界との関係を示すグラフ、

【符号の説明】

- 1 フリー磁性層
- 2 非磁性導電層
- 3 固定磁性層
- 4 反強磁性層
- 5 ハードバイアス層

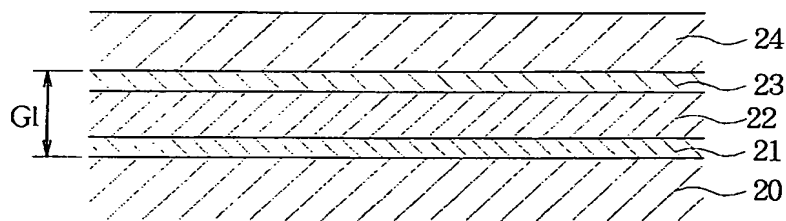
- 6 下地層
- 7 保護層
- 8 導電層
- 9 エクステンジバイアス層
- 10 軟磁性層 (SAL 層)
- 11 非磁性層 (SHUNT 層)
- 12 磁気抵抗層 (MR 層)
- 20 下部シールド層
- 21 下部ギャップ層
- 22 磁気抵抗効果素子層
- 23 上部ギャップ層
- 24 上部シールド層

【図 1】



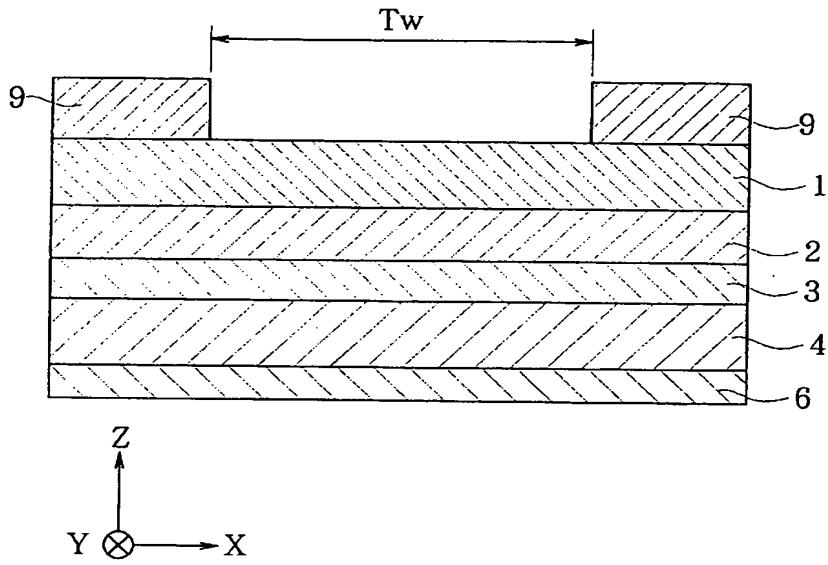
【図 5】

図 5



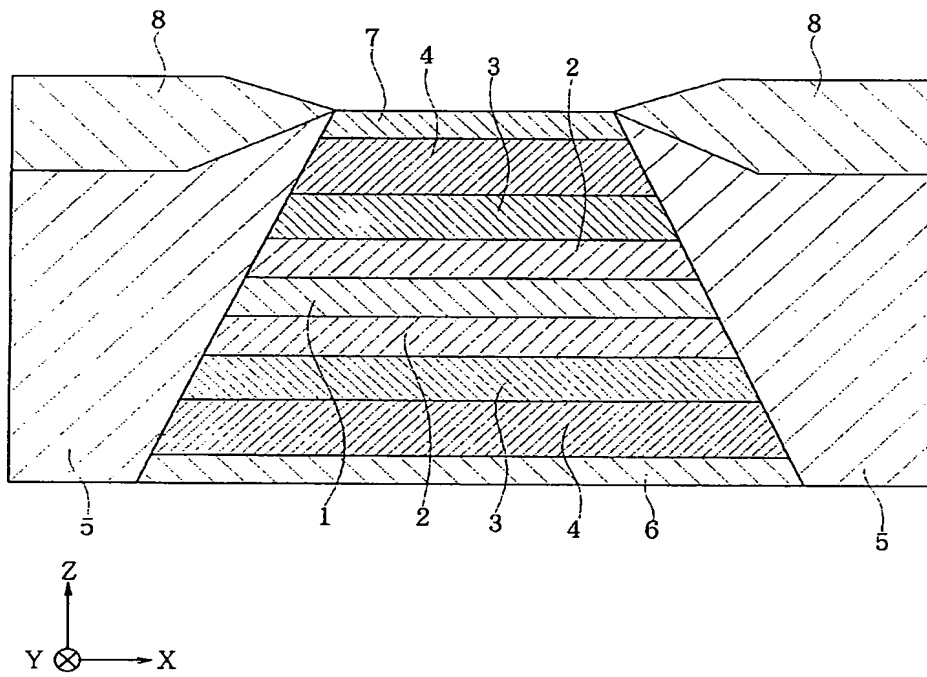
【図 2】

図 2



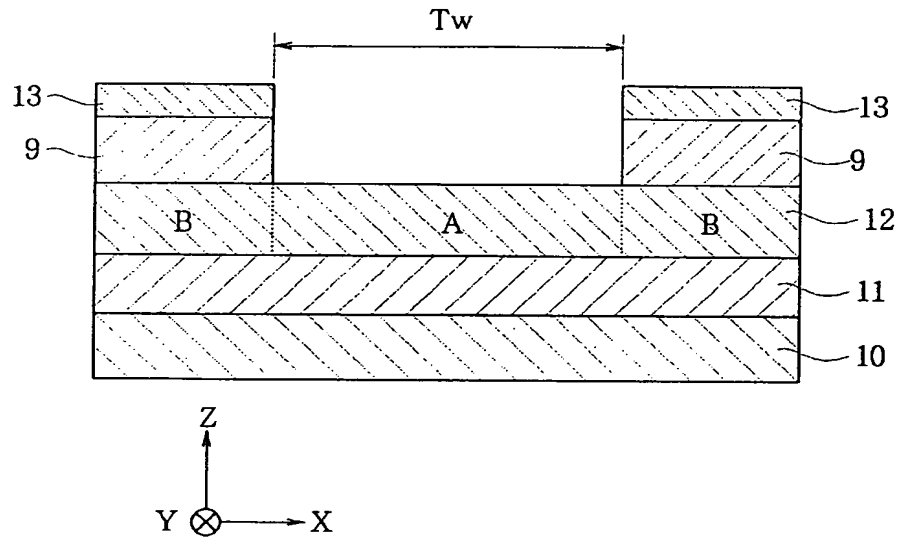
【図 3】

図 3



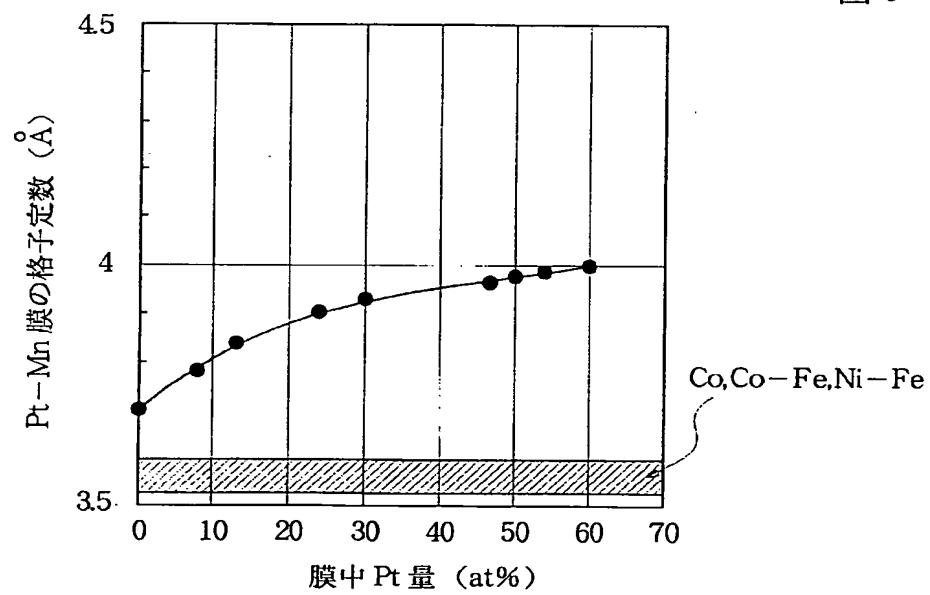
【図 4】

図 4



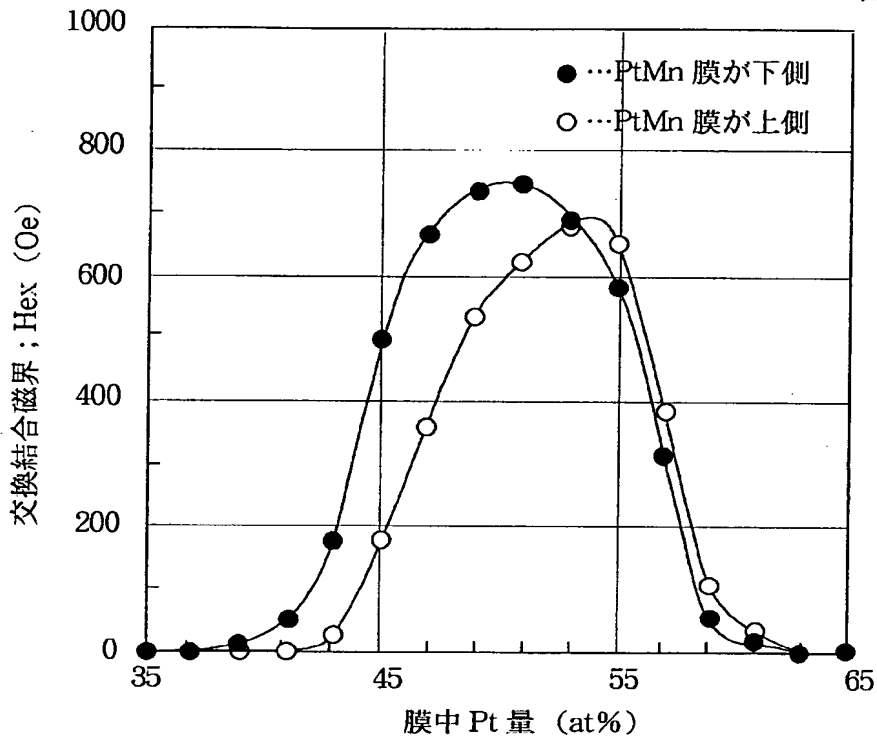
【図 6】

図 6



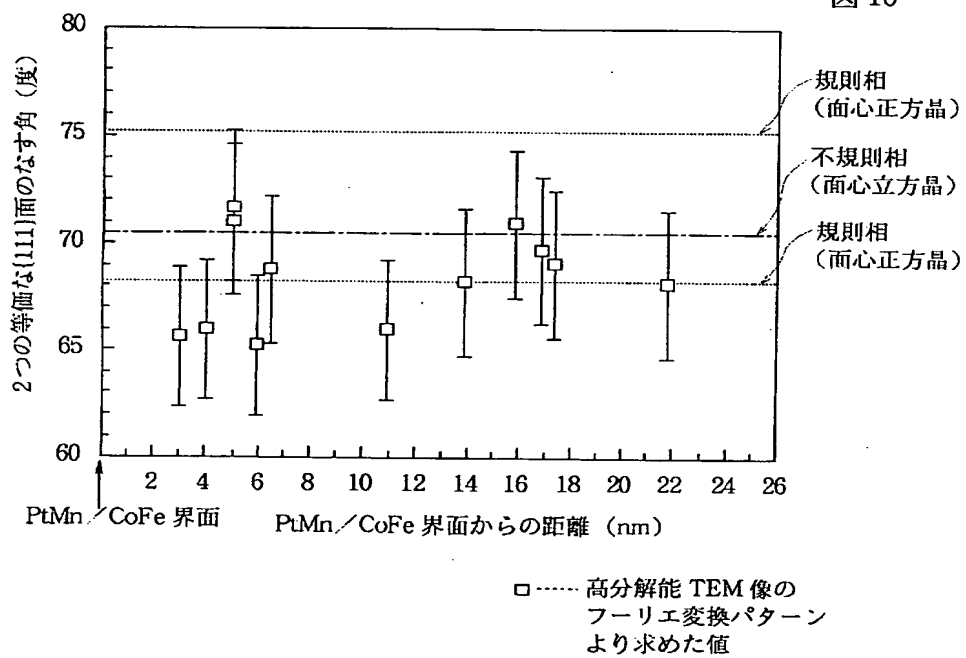
【図 7】

図 7

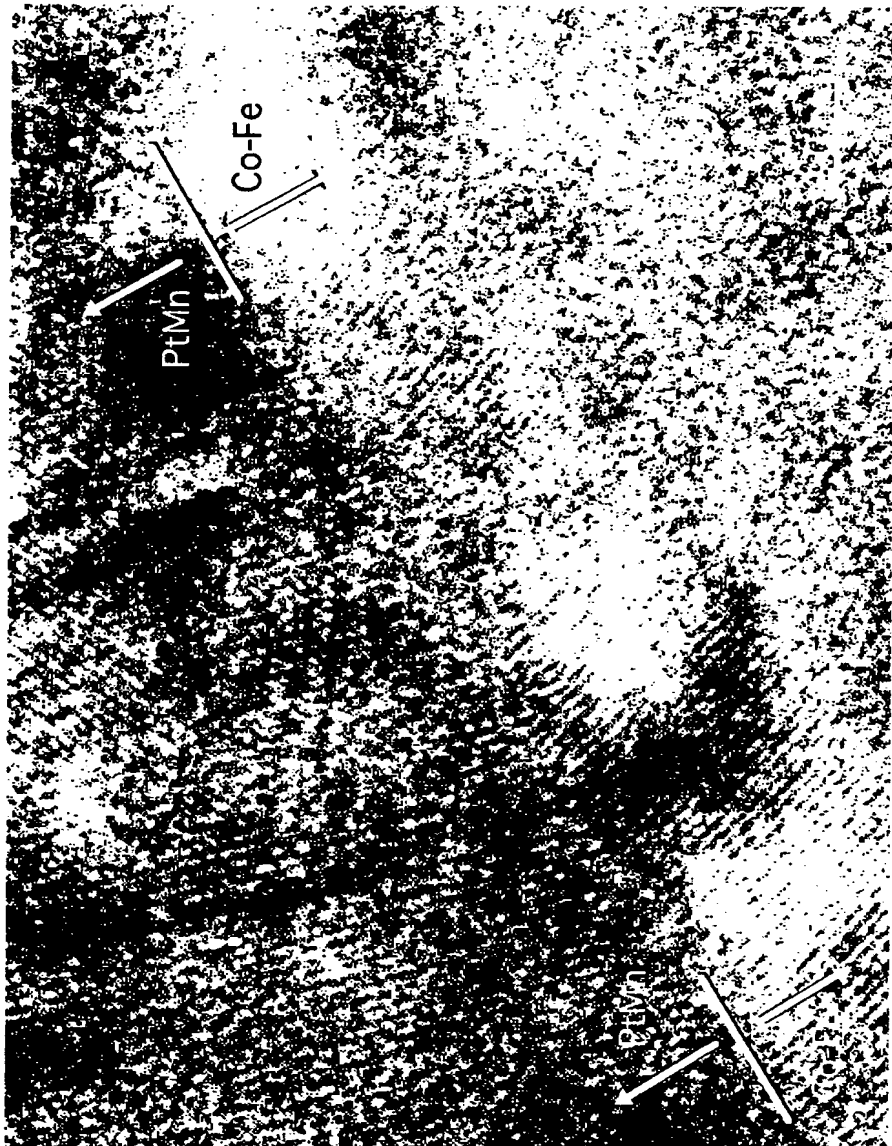


【図 10】

図 10



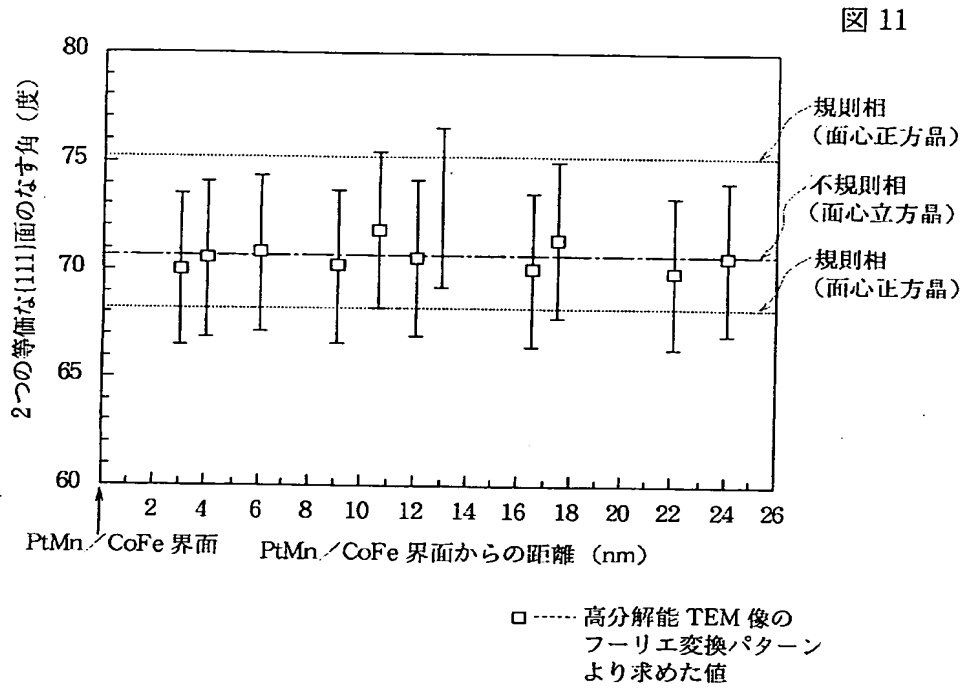
【図 8】



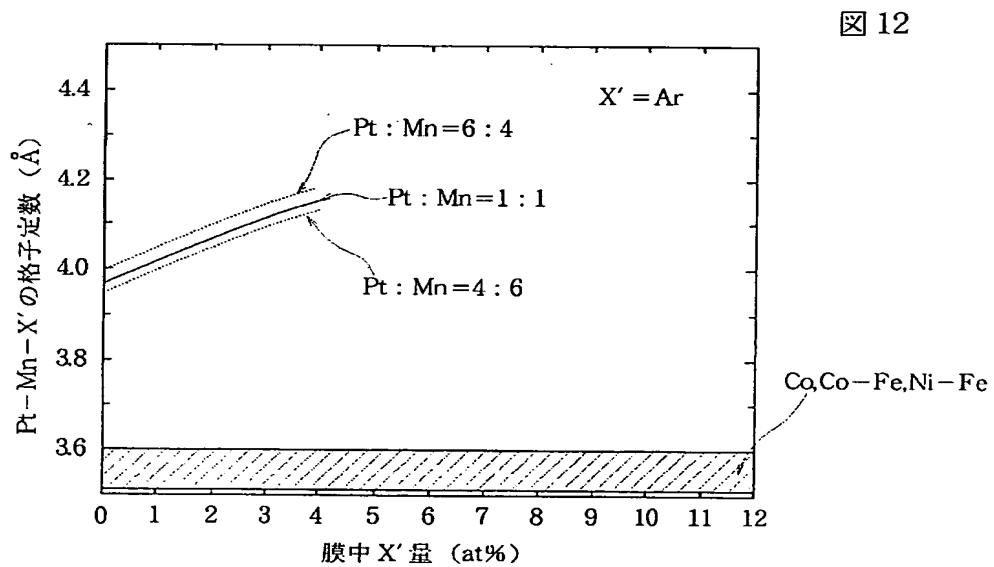
【図 9】



【図 11】

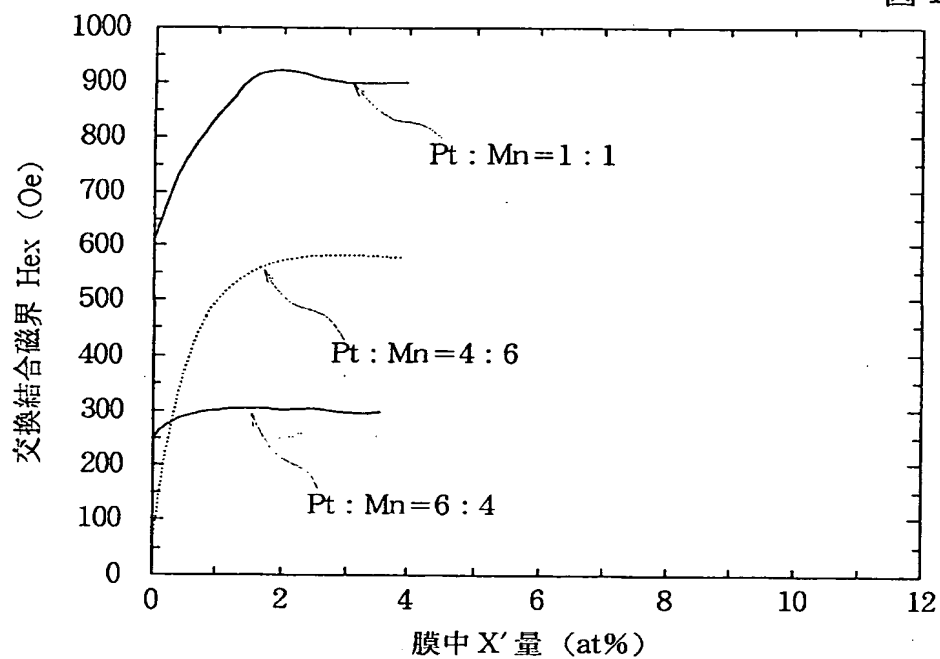


【図 12】



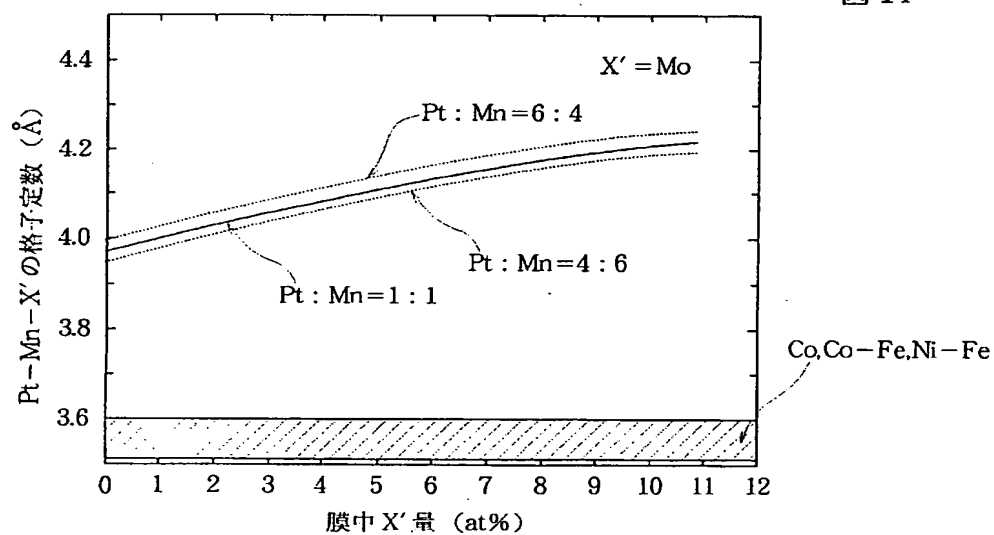
【図 1 3】

図 13



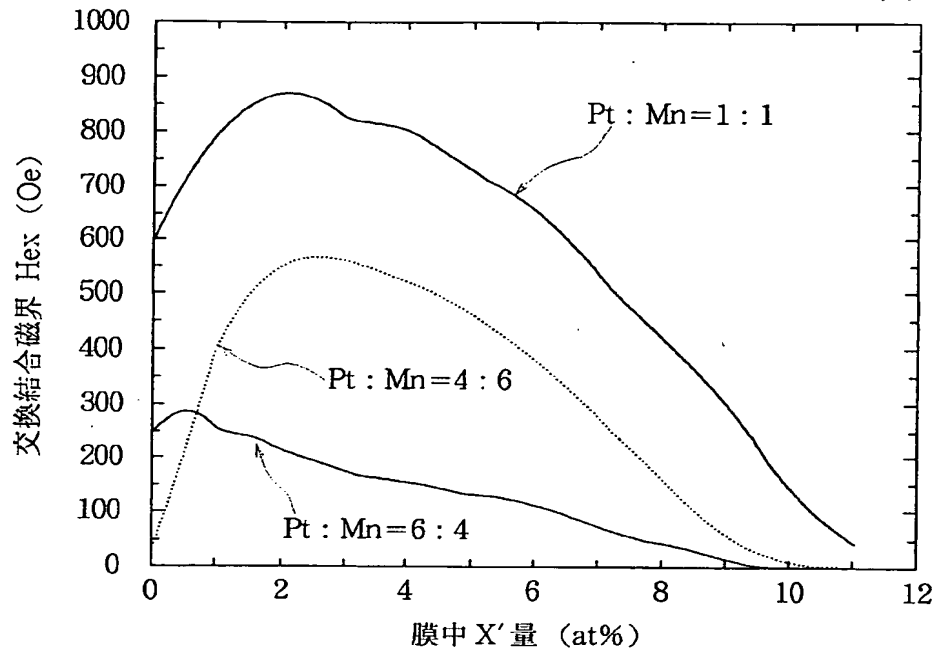
【図 1 4】

図 14



【図15】

図 15



フロントページの続き

(72)発明者 山本 豊

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 牧野 彰宏

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内